

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

KOROZNÍ POŠKOZENÍ AUSTENITICKÝCH OCELÍ

CORROSIVE DEGRADATION OF AUSTENITIC STEELS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Tereza Vykoukalová

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.

BRNO 2010

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2009/10

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Vykoukalová Tereza

který/která studuje v **bakalářském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911R011)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Korozní poškození austenitických ocelí

v anglickém jazyce:

Corrosive Degradation of Austenitic Steels

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Úkolem práce bude zpracovat literární rešerši na dané téma. Student se detailně seznámí s problematikou korozivzdorných austenitických ocelí (charakteristika, tepelné zpracování, mechanické vlastnosti, použití atd.) a jejich korozním poškozováním. Součástí práce bude rovněž analýza konkrétních případů z technické praxe.

Cíle bakalářské práce:

- 1) Seznámení studenta s hlavními principy vytváření literární rešerše zadané problematiky na odpovídající úrovni.
- 2) Osvojení metodiky přípravy metalografických vzorků a jejich dokumentace pomocí světelného a elektronového mikroskopu.
- 3) Samostatné řešení konkrétních případů z technické praxe, vyhodnocení zjištěných faktů, provedení diskuze výsledků a na jejím základě vyvození konkrétních závěrů.

Seznam odborné literatury:

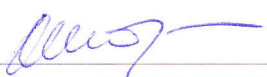
- [1] FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T.: Konstrukční oceli, CERM s. r. o., Brno 1996.
- [2] ČERNÝ, M. a kol.: Korozní vlastnosti kovových konstrukčních materiálů, SNTL Praha 1984.
- [3] BARTONÍČEK, R. aj.: Koroze a protikorozi ochrana kovů, Akademia Praha, 1966.
- [4] ČÍHAL, V.: Mezikrystalová koroze ocelí a slitin, SNTL Praha, 1984.

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.

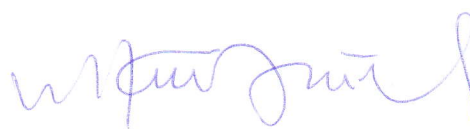
Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2009/10.

V Brně, dne 23.11.2009





prof. RNDr. Jaroslav Cihlář, CSc.
Ředitel ústavu



doc. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan fakulty

ABSTRAKT

Základním požadavkem kladeným na korozivzdorné oceli je vysoká korozní odolnost v agresivních prostředích. Práce je zaměřena na samostatnou rozsáhlou skupinu korozivzdorných ocelí - ocelí s austenitickou matricí. Zvýšená pozornost je věnována koroznímu napadení a rychlosti koroze u tří vybraných materiálů s austenitickou matricí ve čtyřech různých korozních prostředích (30% roztok kys. sírové, octové, dusičné a chloridu sodného). Ke studiu korozní degradace materiálů bylo využito metody světelné mikroskopie.

ABSTRACT

The main requirement imposed on stainless steel is a high corrosion resistance in aggressive environment. The main aim of the thesis is a numerous group of corrosion resistance stainless steels, i.e. the stainless steel with austenitic matrix. Increased attention is paid to the corrosive attack and corrosion rate of three chosen materials with austenitic matrix in four different corrosive environments (30% solutions of sulphuric acid, nitric acid, acetic acid and sodium chloride). The method of light microscopy was used to study corrosive degradation of different materials.

KLÍČOVÁ SLOVA:

Koroze kovů, druhy korozního napadení, korozivzdorná ocel

KEYWORDS:

Corrosion of metal, kinds of corrosive degradation, stainless steel

VYKOUKALOVÁ, T. Korozní poškození austenitických ocelí. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 50 s.

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci vypracovala samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citovala. Bakalářská práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího bakalářské práce a děkana FSI VUT v Brně.

V Brně 27. 05. 2010

Tereza Vykoukalová

PODĚKOVÁNÍ

Ráda bych poděkovala všem, kteří mi pomohli s vypracováním teoretické i praktické části bakalářské práce, zejména mé vedoucí Ing. Lence Klakurkové, Ph.D. za její odborné vedení a pomoc při zpracování této práce.

OBSAH

1. ÚVOD	2
2. CÍLE PRÁCE	3
3. LITERÁRNÍ PŘEHLED PROBLEMATIKY	4
3.1. Koroze kovů	4
3.1.1. Koroze dle druhu chemické reakce	4
3.1.2. Koroze dle vzhledu.....	6
3.1.3. Koroze dle fyzikálních podmínek vzniku.....	9
3.1.4. Koroze dle hlavního poškozovacího děje	10
3.1.5. Koroze dle korozního prostředí	11
3.2. Korozivzdorné oceli.....	12
3.2.1. Martenzitické chromové oceli	12
3.2.2. Feritické a poloferitické chromové oceli	13
3.2.3. Austenitické korozivzdorné oceli	14
3.2.4. Dvoufázové chromniklové korozivzdorné oceli.....	18
3.2.5. Precipitačně vytvrditelné korozivzdorné oceli	19
4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	20
4.1. METODICKÁ ČÁST EXPERIMENTU	20
4.2. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL	20
4.3. EXPERIMENTÁLNÍ TECHNIKA	29
4.4. VÝSLEDKY EXPERIMENTU	29
5. DISKUZE VÝSLEDKŮ A ZÁVĚRY	32
6. POUŽITÁ LITERATURA.....	34
7. PŘÍLOHY	35

1. ÚVOD

Korozní odolnost korozivzdorných ocelí a slitin závisí jak na jejich základním chemickém složení (tj. obsahu legujících prvků), tak i na stavu povrchu. Snížení korozní odolnosti povrchové vrstvy korozivzdorných materiálů se může negativně projevit již za poměrně mírných korozních podmínek (atmosféra, neutrální vodné roztoky) výskytem povrchové nebo lokalizované koroze. Ke snížení korozní odolnosti může dojít rovněž změnou kvality povrchu nevhodným ovlivněním chemického a fyzikálního stavu povrchu legovaných materiálů. Výskyt chemických heterogenit, tj. oblastí s koncentračním profilem některého z prvků matrice (nejčastěji oblastí ochuzených chromem nebo obohacených uhlíkem), přítomnosti vměstků a cizorodých kontaminantů, může přímo nebo nepřímo (např. v kombinaci s nevhodným fyzikálním stavem nebo tepelným ovlivněním) zásadně snížit korozní odolnost povrchu legovaného materiálu.

Korozivzdorné austenitické oceli nacházejí aplikační využití hlavně v chemickém, potravinářském, farmaceutickém a energetickém průmyslu, používají se pro výrobu kuchyňských potřeb, v dopravě a nově ve velkém množství i v architektuře a stavebnictví. Výhodou je i úplný sortiment hutního materiálu (plechy, tyčovina, trubky, dráty, výkovky apod.). Korozní odolnost austenitických korozivzdorných ocelí je uváděna v řadě tabulek, diagramů a sborníků. Volbu těchto ocelí je vždy nutno provádět na základě konkrétního prostředí a pravděpodobnosti vzniku různých druhů korozního napadení s důrazem na možnost vzniku lokálních forem korozní degradace.

2. CÍLE PRÁCE

Cílem bakalářské práce je zpracování literární rešerše na téma koroze a korozivzdorné oceli. Práce je zaměřena na dělení koroze dle vzhledu, korozního prostředí, chemické reakce, fyzikálních podmínek vzniku a další. Korozivzdorné oceli jsou v práci rozděleny dle struktury, kdy pozornost je zaměřena na charakteristiku, tepelné zpracování, mechanické vlastnosti, použití a korozní poškození. Zvýšená pozornost je věnována ocelím s austenitickou maticí.

Součástí práce je analýza čtyř vzorků různých austenitických korozivzdorných ocelí vystavených čtyřem různým korozním prostředím, vyhodnocení korozního napadení, rychlosti korozní degradace, provedení diskuze výsledků a na jejím základě vyvození konkrétních závěrů.

3. LITERÁRNÍ PŘEHLED PROBLEMATIKY

3.1. Koroze kovů

Koroze je fyzikálně-chemická interakce kovu a prostředí vedoucí ke změnám vlastností kovu, které mohou vyvolávat vzájemné zhoršení funkce kovu, prostředí nebo technického systému, jehož jsou kov a prostředí složkami. Korozi podléhají nejen kovové materiály, ale i materiály nekovové (polymery, silikátové stavební hmoty, sklo, keramika,...).

Jednotlivá prostředí se liší svými korozními účinky na materiály, a to jak mechanismem koroze, tak intenzitou jejich degradačních účinků. Nejčastějšími důsledky koroze jsou úbytek materiálu vznikem korozních zplodin na povrchu součásti, proděravění materiálu při lokalizaci koroze na malou plochu a vznik strukturní koroze [1, 15].

Správná specifikace a popis korozního napadení jsou nezbytné pro přesnou analýzu příčin jeho vzniku. V zásadě lze korozi třídit z několika pohledů: podle vzhledu, místa vzniku, korozního prostředí, fyzikálních podmínek vzniku, korozních produktů, rozsahu poškození, druhu chemické reakce a podle hlavního poškozovacího děje [14].

3.1.1. Koroze dle druhu chemické reakce

KOROZE CHEMICKÁ

Chemická koroze kovů je samovolná vzájemná interakce kovu s korozním prostředím, při které oxidace kovu a redukce oxidující složky prostředí probíhají současně. K chemické korozi patří koroze v plynných prostředích za normálních a zvýšených teplot a v elektricky nevodivých kapalných prostředích. Produkty chemické koroze zpravidla vytvářejí vrstvy přímo na těch místech, kde k reakci došlo [1, 17].

Korozi způsobují plyny oxidačního nebo redukčního charakteru. Oxidační nebo redukční účinek plynů závisí na chemických a termodynamických vlastnostech reagujících látek, na rovnovážné konstantě reakce a na reakčních podmínkách [2].

Koroze kovů v oxidujících plynných prostředích:

Plyny oxidačního charakteru vytvářejí reakcí s povrchem kovu vrstvu korozních zplodin, většinou iontových sloučenin. Mezi oxidačně působící plyny patří vzduch, vodní pára, O_2 , CO_2 , SO_3 , SO_2 , S, H_2S , halogeny, halogenovodíky apod. Základním činitelem ovlivňujícím rychlost koroze v oxidujících plynech je homogenita vrstvy korozních zplodin.

Většina kovů vytváří při oxidaci několik typů oxidů, ve kterých má kov různé oxidační číslo. Oxid nejjednodušší kyslíkem se vyskytuje u rozhraní vrstvy s kovem, oxid kyslíkem nejbohatší pak na rozhraní s kyslíkem. Odolnost oceli proti oxidaci (opalu) je možno zvýšit legováním vhodnými přísadami o vyšší afinitě ke kyslíku než má železo. Nejrozšířenější je použití křemíku, hliníku a chromu.

Koroze sirnými složkami je po vzdušné oxidaci další nejčastější příčinou znehodnocování výrobků, přičemž stačí, aby tyto složky byly přítomny v plynném prostředí v malých koncentracích (setiny až desetiny procenta). Produkty korozních reakcí bývají sulfidy (např. FeS , FeS_2 , MnS) [1, 2].

Koroze kovů v redukujících plynných prostředích:

Redukčně působící plyny reagují s kovem nebo nekovovou složkou materiálu, případně pronikají do kovů a rozpouštějí se v nich většinou za vzniku kovalentních sloučenin (H_2S , H_2O , CH_4). Mezi redukčně působící plyny patří vodík, amoniak, methan a směsi vodíku s jinými plyny.

Dusík v molekulární formě vytváří s některými kovy (např. Ti, Cr, V, Al, Mn), jež se používají jak v čistém stavu, tak i jako legury v ocelích, velmi stabilní nitridy. Tyto sloučeniny tvoří buď samostatné vrstvy korozních produktů nebo precipitáty uvnitř matrice, což vede k jejímu zpevnění a zkřehnutí.

Vodík se může do materiálu dostat již během jeho výroby nebo v atomární formě difunduje do součásti v průběhu jejího zhotovování. Molekulární vodík za normální teploty a tlaku nemá téměř žádný vliv na vlastnosti ocelí. Teprve za vyšších teplot a tlaků dochází na povrchu ocelových součástí k disociaci vodíku, atomární vodík pak difunduje v ionizovaném stavu mřížkou. Mechanismy vedoucí k degradaci vlastností ocelí v důsledku působení vodíku mohou být vodíková křehkost a vodíková koroze [1, 2].

KOROZE ELEKTROCHEMICKÁ

Elektrochemická koroze zahrnuje případy koroze kovů v elektrolytech – ve vodivém prostředí. Elektrochemická korozní reakce v sobě vždy zahrnuje dvě dílčí reakce – anodovou a katodovou. Obě reakce jsou na sebe vázány (tzv. spřažené reakce) a nemohou probíhat samostatně, pokud korodujícím kovem neprochází žádný vnější proud, což je dáno požadavkem elektroneutality.

Anodická reakce odpovídá oxidaci kovu a tedy vlastní korozi. Katodická reakce odpovídá současné redukci některé oxidující složky obsažené v roztoku (= depolarizační reakce). Jestliže anodická reakce je zdrojem elektronů, pak katodická reakce musí právě stejné množství elektronů spotřebovávat; jinak by docházelo ke hromadění elektrického náboje. Tento náboj by posunul ihned potenciál elektrody v tom smyslu, že by se rychleji probíhající reakce opět přibrzdila.

Základní reakce každého elektrochemického korozního je charakterizována přechodem kovu do roztoku v podobě kladně nabitých iontů, přičemž elektrony zůstávají v kovu a nabíjejí ho záporně: $\text{Me} \rightarrow \text{Me}^{n+} + ne$. Rovnováze tohoto děje odpovídá rovnovážný potenciál E_R , jehož hodnota je dána typem kovu a aktivitou jeho iontů v roztoku.

Při záměrném zavádění proudu do elektrody lze však naopak dosáhnout toho, že může samostatně probíhat pouze jedna z dílčích reakcí, zatímco druhá je nahrazena dodáváním či odběrem elektrických nábojů [2].

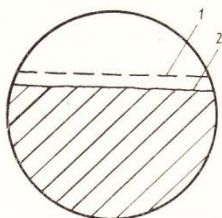
Vznikne-li při korozním ději na povrchu ochranná vrstva (většinou velmi stabilních oxidů), jedná se o pasivitu. Pasivita představuje stav poměrně vysoké korozní odolnosti materiálu způsobený zbrzděním anodového děje ionizací kovu v určité potenciální oblasti, ve které kov nekoroduje. Některé kovy se pasivují poměrně snadno, a to zejména chrom, který proto tvoří základní složku korozivzdorných ocelí. Příznivý vliv na korozní vlastnosti korozivzdorných ocelí má také Ni, Mo, Cu, Si, Ti, Al a některé další kovy [1, 17].

3.1.2. Koroze dle vzhledu

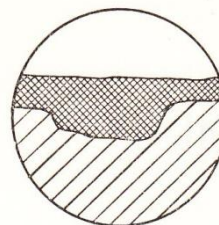
Koroze může napadat celou hmotu kovu nebo slitiny a/nebo může docházet k selektivnímu poškozování jejich struktury. Korozi, která se projevuje nezávisle na struktuře kovu nebo slitiny, dělíme vzhledem ke stupni rovnoměrnosti rozpouštění povrchu na rovnoměrnou, skvrnitou, důlkovou a bodovou, šterbinovou, selektivní, mezikrystalovou a podpovrchové napadení [3].

Rovnoměrné napadení

Při styku kovu s korozním prostředím začíná probíhat korozní děj nejprve na zvláště aktivních místech. Aktivita těchto míst je určena korozními podmínkami, přičemž počet míst na povrchu kovu je závislý na reaktivitě kovu a prostředí za daných podmínek. Při velké vzájemné reaktivitě obou složek systému a většinou při vzniku rozpustných korozních produktů, které dovolují dokonalý přístup prostředí k povrchu, je počet aktivních míst značný, takže povrch kovu je rovnoměrně napadán. Po odstranění jednoho místa z povrchu se objevuje jiné, takže při střídání aktivních a neaktivních míst dochází k rovnoměrnému napadení (viz obr. 3.1) [2].



Obr. 3.1 Rovnoměrné napadení [2]



Obr. 3.2 Nerovnoměrné napadení [2]

Nerovnoměrné a skvrnité napadení

Při nižší reaktivitě systému je počet aktivních míst mnohem menší. Koroze opět začíná v korozních centrech. Jsou-li tato místa z povrchu odstraněna a koroze je na této části zpomalena, rozšiřuje se napadení do stran. Vznikají tak mělké skvrny, které nezasahují do větší hloubky kovu. Toto skvrnité napadení přechází delším působením prostředí, kdy se jednotlivé skvrny spojují, na napadení rovnoměrné.

Rozdílné vlastnosti kovu, složení prostředí, složení korozních zplodin, různá rychlost transportu složek prostředí i zplodin v různých částech povrchu vyvolává nerovnoměrné napadení. Za těchto podmínek přechází skvrnité napadení na nerovnoměrné, kdy je zasažena buď část korodovaného povrchu, nebo celý povrch (viz obr. 3.2) [2].

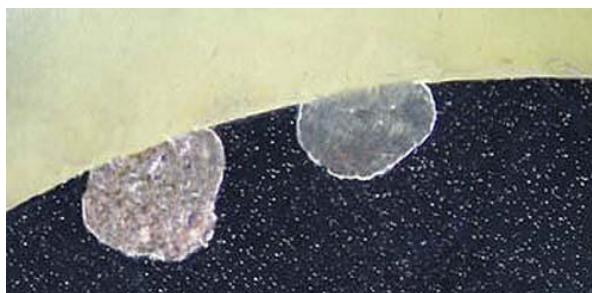
Důlkové a bodové napadení

Místní zvýšení aktivity kovového povrchu nebo korozních zplodin se projevuje bodovým nebo důlkovým napadením. Jimi je sice zasažena jen malá část povrchu, avšak napadení proniká do značné hloubky kovu. Oba druhy napadení jsou nejzřetelnější při značných rozdílech korozní odolnosti jednotlivých částí povrchu, např. při místním porušení pasivního stavu kovu.

Konečným výsledkem tohoto napadení je proděravění kovového materiálu.

Pro vznik důlkového korozního napadení jsou významné strukturní nestejnorodosti povrchu kovu nebo jeho ochranných vrstev, vlastnosti korozního prostředí a při dalším průběhu ještě vlastnosti korozních produktů nad důlky. Hloubka tohoto napadení se přibližně rovná šířce.

Důlkové napadení se nejvýrazněji projeví u kovů, jejichž pasivní vrstva, přirozeně vzniklá na vzduchu nebo vytvořená v korozním prostředí, je v některých místech porušena (viz obr. 3.3) [2, 16].



Obr. 3.3 Důlková koroze austenitické korozivzdorné oceli 7FeCr18Ni12Mo2Ti [10]

Štěrbinové napadení

Štěrbinová koroze je druh korozního napadení, ke kterému dochází v místech, kde je malé množství elektrolytu částečně odděleno od velkého objemu vnějšího elektrolytu. Tyto polozavřené prostory (štěrby) jsou například mezi dvěma plechy spojenými nýty, nespojitými svary a ve šroubových spojích. Dochází k porušení původní pasivní vrstvy kovu a tím ke korozi kovu v aktivním stavu (viz obr. 3.4) [11].



Obr. 3.4 Štěrbinová koroze korozivzdorné oceli [11]

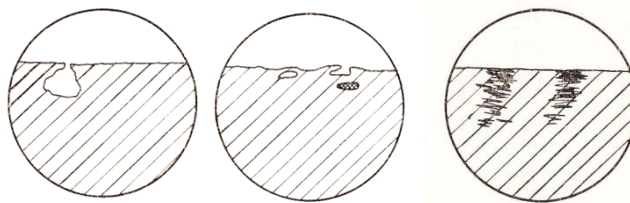
Podpovrchové napadení

Korozní napadení se vyznačuje tím, že i prostorově rozsáhlé napadení zaujímá na povrchu vzorku malou plochu. Vzniklé korozní produkty mohou být spojeny s povrchem kovu nebo tvořit podpovrchové pásmo bez zjevného spojení s povrchem.

Toto korozní napadení začíná na povrchu v místech nejmenší korozní odolnosti a rozšiřuje se teprve pod povrchem za vzniku prostorové dutiny. Je to způsobeno tím, že povrch kovu se v dutině pro změněné vlastnosti prostředí pasivuje. Rozpustné i nerozpustné korozní zplodiny v dutině ovlivňují hloubku korozního napadení.

Podpovrchové napadení může být také charakterizováno tvorbou puchýřků uvnitř kovu. Stěna puchýřů umístěných blízko povrchu kovu může prokorodovat a dutina se vyplňuje korozním prostředím.

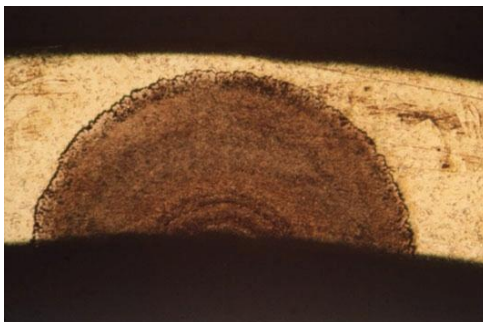
Mohou se tvořit pásma s nespojitými korozními produkty nebo spojitě pásmo rovnoměrně proniklé do hloubky kovu (viz obr. 3.5) [1, 2, 16].



Obr. 3.5 Podpovrchové napadení [2]

Selektivní napadení

Slitiny s dvou a vícefázovou strukturou (např. mosaz, slitiny Cu s Ni, Si nebo Al) korodují v některém prostředí tím způsobem, že korozní napadení se soustřeďuje jen na jednu fázi. Jestliže korodující fáze tvoří takovou část struktury, že umožňuje i jen mechanické odstraňování zbývajících fází, vzniká obvykle rovnoměrné korozní napadení. V případě, že korodující fáze je ve struktuře přítomna v menším množství, vzniká korozní napadení selektivní a je závislé na tvaru a rozložení korodující fáze (viz obr. 3.6) [2].



Obr. 3.6 Lokální odzinkování mosazi ve vodě [10]

Mezikrystalové napadení

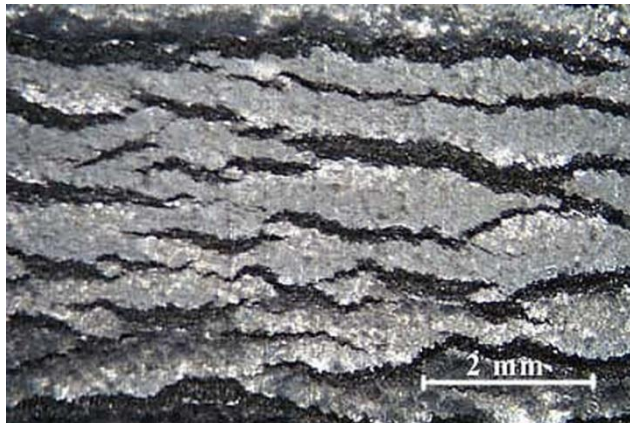
Mezikrystalová koroze probíhá za jistých podmínek přednostně mezi krystaly (zrny) podél jejich rozhraní. Podléhají jí zejména slitiny, u kterých dochází při stárnutí, ohřevu při zpracování, tepelným ovlivněním ke změnám struktury na hranicích zrn. Ohrožuje zejména korozivzdorné oceli v závislosti na jejich chemickém složení, struktuře a tepelném zpracování (viz obr. 3.7).

Na rozdíl od jiných druhů koroze nezasahuje mezikrystalové napadení celý povrch, ani libovolná místa povrchu slitiny. Koroze může probíhat po hranicích zrn nebo jen některých, obecně dosud neurčitelných (viz obr. 3.8). Napadení může být také plošně omezeno a vytvářet shluky vlivem nehomogenity prostředí nebo vlivem odlišnosti vlastností hranic zrn v určité oblasti kovu.

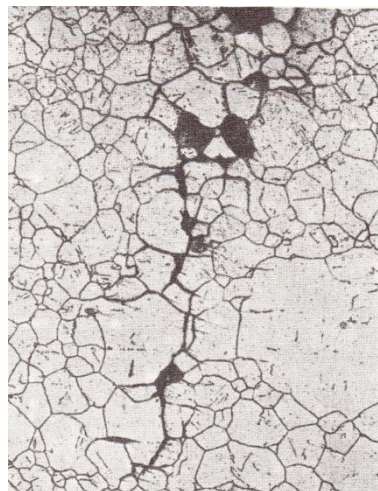
Příčiny mezikrystalového napadení podle charakteru jednotlivých slitin i korozních prostředí mohou být následující:

- precipitát vznikající na hranicích zrn vytváří podél hranic zrn pásmo tuhého roztoku, chudšího oproti původnímu tuhému roztoku o chemickou složku způsobující korozní odolnost,
- vznikající precipitát má značné vnitřní pnutí a je příčinou vnitřního pnutí i svého nejbližšího okolí,
- spojitě nebo i nespojitě vyloučená fáze na hranicích zrn má vyšší korozní odolnost než samotná zrna,
- hranice zrn homogenních tuhých roztoků neobsahují cizí fáze, ale stavbou strukturní mřížky se liší od stavby vnitřku zrna v závislosti na krystalografické orientaci stýkajících se zrn.

U korozi vzdorných ocelí dochází často k mezikrystalové korozi ve svarových švech a jejich okolí, kdy je citlivost hranic zrn zapříčiněna ochuzením o chrom ohřevem v kritické oblasti teplot [2, 3, 4, 15].



Obr. 3.7 Austenitická korozi vzdorná ocel FeCr18Ni10 [10]



Obr. 3.8 Mezikrystalová koroze [4]

3.1.3. Koroze dle fyzikálních podmínek vzniku

Do této kategorie lze zařadit např. korozi za vysokých teplot, za mechanického namáhání, pod napětím, za přestupu tepla, opotřebením, bludnými proudy, případně interferenčními proudy [14].

Porušování korozi pod napětím

Koroze pod napětím se vyznačuje kombinovaným vlivem napětí a koroze na rychlost rozpouštění kovů a slitin, čili urychlením celkové nebo selektivní koroze přítomným pnutím, kdy přítomnost pnutí průběh koroze nezastaví, ale pouze zpomalí.

Koroze pod napětím je kombinované působení statického nebo cyklického napětí a koroze, které vede k praskání a křehkému lomu konstrukčních materiálů. Lze do něho zahrnout korozní praskání i korozní únavu.

Korozní praskání je složitý proces rozrušení kovů a slitin, probíhající za podmínek současného působení statických tahových napětí a korozního pochodu. Ke korozní únavě dochází za současného působení cyklických zatížení a agresivního prostředí (viz obr. 3.9).

Charakteristické znaky, jimiž se korozní praskání odlišuje od korozní únavy:

- Cyklická napětí spojená s korozní únavou vedou k trhlinám, které se tvoří za statického namáhání při korozním praskání.
- Tvorbu trhlin při korozním praskání i únavě obvykle předchází tvorba korozních důlků, ze kterých se pak trhliny šíří dále.
- Při korozní únavě jednou vytvořený ostrý důlek vede vždy k poškození a lomu za cyklického namáhání a vývoj trhliny pokračuje i tehdy, když je odstraněno působení korozního prostředí, a to běžným únavovým dějem.
- Trhliny z korozní únavy jsou vždy transkrystalické, a to i v kovech a slitinách, které se za podmínek korozního praskání lámou mezikrystalově [2].



Obr. 3.9 Korozní praskání korozivzdorné oceli [11]

3.1.4. Koroze dle hlavního poškozovacího děje

Příkladem může být vodíkem vyvolané praskání, vodíková křehkost, vodíkové puchýře a vodíková koroze.

Vodíková koroze

Při vysokých teplotách a tlacích dochází k chemickým reakcím vodíku s uhlíkem rozpuštěným v tuhém roztoku a zejména pak s cementitickým uhlíkem za vzniku methanu. Reakce je doprovázena oduhliččením a vznikem plynného methanu, který není schopen difúze v oceli a koncentruje se v místech rozpadajícího se perlitu, zejména na hranicích zrn. Methan svým tlakem vyvolává vysoká vnitřní pnutí, která mohou vést ke vzniku trhlin a/nebo necelistvostí v povrchových vrstvách. Oceli jsou v tomto stavu křehké a nevratně degradované.

Vodíková křehkost

Pouhé rozpuštění vodíku v oceli může mít za následek podstatné snížení její tvárnosti a zejména houževnatosti. Následným vyžiháním, kterým se vodík odstraní, lze v některých případech toto zkřehnutí odstranit (vratná vodíková křehkost), ve zbylých případech se pak jedná o vodíkovou křehkost nevratnou. Degradční účinek vodíku na vlastnosti ocelí bývá spojován s adsorbací vodíku, snížením kohezivní pevnosti, interakcí vodíku s dislokacemi aj. (viz obr. 3.10) [1, 2].



Obr. 3.10 Vodíková křehkost uhlíkové oceli [10]

3.1.5. Koroze dle korozního prostředí

Běžně používaná kvalifikace korozní degradace se provádí dle působícího korozního prostředí na korozi v elektrolytech (nejčastěji vodných) a korozi v neelektrolytech (nejčastěji v plynech). Blíže se dá specifikovat dle mechanismu korozního děje na korozi atmosférickou, kyselinovou, půdní, mořskou, ve vodách (viz obr. 3.11), roztavenými kovy, chloridovou atd. Koroze biologická vzniká v neutrálních prostředích (vody, půdy), kdy dochází za přítomnosti nejrůznějších typů mikroorganismů ke stimulaci korozních procesů [14].



Obr. 3.11 Korozní produkty v ocelové trubce rozvodu pitné vody [11]

3.2. Korozivzdorné oceli

Korozivzdorné oceli se vyznačují zvýšenou odolností proti korozi za běžných i zvýšených teplot. Vzhledem ke svému specifickému chemickému složení a mechanickým vlastnostem dochází k výraznému zpomalení korozních procesů.

Korozivzdorné oceli se podle své struktury dělí na 3 základní skupiny, a to martenzitické, feritické a austenitické s některými přechodovými typy; podle chemického složení pak na chromové, chromniklové a chrommanganové a podle nutnosti tepelného zpracování na tepelně zpracovávané a bez tepelného zpracování (některé feritické).

O použití dané oceli rozhodují fyzikální a mechanické vlastnosti korozivzdorných ocelí. Hlavní otázkou při výběru je odolnost proti korozi v uvažovaném prostředí, kdy je třeba zohlednit jejich stálost v podmínkách daných technologií výrobního procesu, ale také k charakteristické vlastnosti jednotlivých ocelí z hlediska jejich zpracování [4].

3.2.1. Martenzitické chromové oceli

Martenzitické oceli se vyznačují obsahem uhlíku v rozmezí 0,08 až 1,5% a obsahem chromu do 18%. Vysoký obsah chromu zmenšuje kritickou rychlost ochlazování austenitu do té míry, že vzniká martenzit i tehdy, chladne-li ocel z teploty kalení (nad A_{c3}) volně na vzduchu. Tvorbě martenzitu lze zabránit jen velmi pomalým ochlazováním (rychlostí nejvýše $0,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$) až asi do 650°C . Takovým postupem lze kalitelné chromové oceli měkce vyžít (viz obr. 3.12).

Martenzitické oceli bez niklu, např. X30Cr13 (ČSN 17 023), nacházejí hlavní použití v přírodních podmínkách, jako je atmosféra, voda nebo pára, pro výrobu lopatek parních turbín a součástí čerpadel. Oceli s vyšším obsahem uhlíku se používají na výrobu nožů v potravinářském průmyslu a chirurgii (viz obr. 3.13).

Martenzitické chromové oceli s niklem (až do obsahu 6%), např. X5CrNi18-10 (ČSN 17 240), se používají na součásti přicházející do styku zejména s mořskou vodou. Proti martenzitickým ocelím neobsahující Ni mají tyto oceli vyšší pevnost, zlepšené plastické vlastnosti a podmíněnou svařitelnost.

Supermartenzitické oceli představují nový vývojový trend v oblasti martenzitických korozivzdorných ocelí. Oceli mají novou konfiguraci prvků, především nízký obsah uhlíku pod 0,015% [4, 6, 7, 8].



Obr. 3.12 Mat. 1.4313 s martenzitickou strukturou [8] Obr. 3.13 Holící žiletky z martenzitické oc. [8]

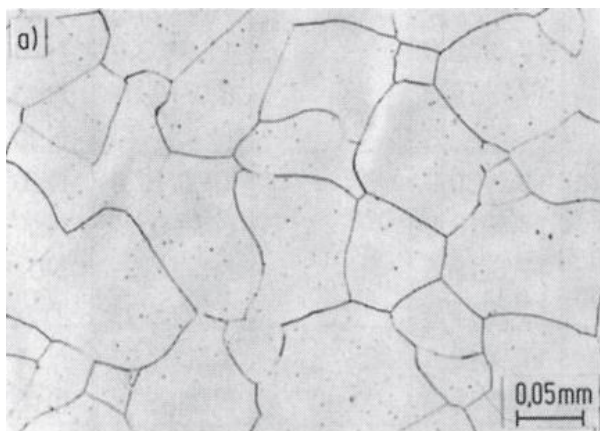
3.2.2. Feritické a poloferitické chromové oceli

Feritické oceli, např. X6Cr17 (ČSN 17 040), obsahují 13 až 30% chromu a obsah uhlíku bývá zpravidla pod 0,1%. Vzhledem k tomu, že v průběhu chladnutí nedochází k žádným dalším transformacím feritu, nepodléhají tyto materiály objemovým změnám jako oceli kalitelné a s výhodou se jich dá použít jako žáruvzdorných (viz obr. 3.14).

Nevýhodou feritických ocelí je jejich křehnutí při teplotách 350 až 550°C. Křehnutí feritických ocelí má praktický význam zejména při svařování těchto ocelí.

Poloferitické oceli se při určitém složení a zpracování při vyšších teplotách dostanou v rovnovážném diagramu do oblasti se smíšenou strukturou feritu a austenitu a mají proto směs vlastností kalitelných i feritických chromových ocelí. Při ohřevu nad 900°C nastává u těchto ocelí částečná přeměna feritu na austenit a při prudkém ochlazení vzniká martenzit, tzn. Dojde k místnímu zakalení. U ocelí s obsahem chromu nad 20% zakalení na vzduchu již nenastane, ale nebezpečí zhrubnutí zrna zůstává. Omezení hrubnutí zrna se může řešit přísadou titanu nebo niobu, který má omezit vznik křehké dvoufázové struktury martenziticko-feritické při prudkém ochlazení z vysoké teploty.

13% chromové feritické oceli se používají na zařízení v chemickém průmyslu, jako sedla ventilů, potrubí čerpadel, výměňkové trubky v zařízeních na zpracování ropy, nádrže a kolony. 17% chromové oceli odolávají alkalickým prostředím za tepla, benzínu, studeným olejům a řadě pracích prostředků. Používají se v potravinářském průmyslu pro zpracování mléka, při výrobě piva a octa, v automobilovém průmyslu, při výrobě kuchyňských potřeb a sanitárních zařízeních. 25% chromové oceli mají hlavní význam jako žáruvzdorné pro použití za vysokých teplot (viz obr. 3.15) [1, 4, 7].



Obr. 3.14 Mat. 1.4511 s feritickou strukturou [8]



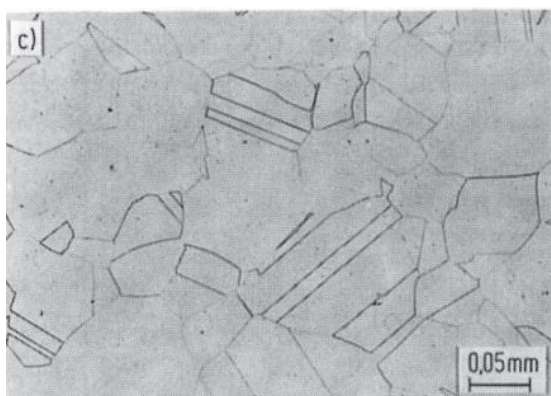
Obr. 3.15 Výfuková zařízení z feritické oceli [8]

3.2.3. Austenitické korozivzdorné oceli

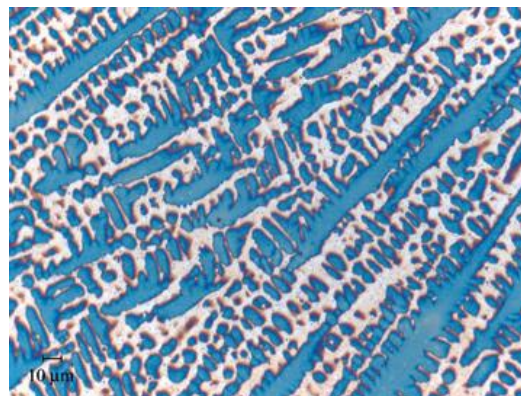
Austenitické korozivzdorné oceli lze rozdělit podle složení na chromniklové a chrommanganové. Oceli na odlitky mají většinou základní složení podobné jako oceli tvářené, jen obsah uhlíku je poněkud vyšší.

Austenitické oceli jsou velmi tvárné a houževnaté, mají velkou tažnost, zúžení a vrubovou houževnatost, a to i při nízkých teplotách. Hodí se proto velmi dobře pro transport a uskladnění tekutých plynů (např. uhlovodíky pod -260°C). Vysoká pevnost při poměrně malé mezi kluzu způsobuje, že austenitické oceli tvářením za studena značně zpevňují. Pro využití austenitických ocelí za nízkých teplot je z funkčního hlediska nutné zajištění dostatečné strukturní stability (viz obr. 3.16, 3.17) [1, 4].

Korozivzdorné austenitické oceli nacházejí své aplikační využití hlavně v chemickém, potravinářském, farmaceutickém a energetickém průmyslu, používají se pro výrobu kuchyňských potřeb, v dopravě a nově ve velkém množství i v architektuře a stavebnictví. Výhodou je i úplný sortiment hutního materiálu (plechy, tyčovina, trubky, dráty, výkovky apod.) [13].



Obr. 3.16 Mat. 1.4301 s austenitickou strukturou [8]



Obr. 3.17 Mikrostruktura austenitické oc. [12]

Vliv některých legujících prvků na vlastnosti austenitických ocelí:

- Chrom – zajišťuje pasivovatelnost ocelí (podmínkou pasivace je obsah chromu v tuhém roztoku vyšší než 11,5%) a jejich odolnost proti oxidaci. S rostoucím obsahem chromu se zvyšuje korozní odolnost v oxidačních prostředích.
- Nikl – stabilizuje austenit za normální teploty a zvyšuje korozní odolnost v redukčních kyselinách. Vedle chromu je druhým nejdůležitějším prvkem v nerezavějících ocelích. Pro svou vysokou cenu bývá nahrazován manganem.
- Mangan – austenitotvorný prvek. Při koncentracích nad 3% snižuje sklon k praskání svarů. Mangan zhoršuje obrobitelnost.
- Dusík – je stejně silně austenitotvorný jako uhlík. Zvyšuje pevnostní hodnoty a spolu s Mo zvyšuje odolnost proti bodové a štěrbinové korozi.
- Křemík – vyvolává praskavost svarů. V koncentraci 3 až 4 % odstraňuje náchylnost k mezikrystalické korozi a zvyšuje odolnost proti korozi ve vroucí HNO_3 .
- Molybden – zvyšuje odolnost proti korozi ve všech prostředích (i vroucích roztoků HNO_3), zvyšuje žárovevnost a podporuje vylučování intermediálních fází. Je to feritotvorný prvek, proto je nutné po jeho přísadě k zachování austenitické struktury zvýšit obsah Ni nebo jiného austenitotvorného prvku.
- Měď – slabě austenitotvorný prvek, zvyšuje korozní odolnost v prostředích H_2SO_4 , zlepšuje obrobitelnost. Používá se k legování vytvrditelných ocelí.

- Titan a niob – karbidotvorné prvky. Vzhledem k vysoké afinitě k uhlíku tvoří v ocelích karbidy, a tak snižují obsah uhlíku v matrici – stabilizace ocelí. Přidávají se do vytvrditelných ocelí [1].

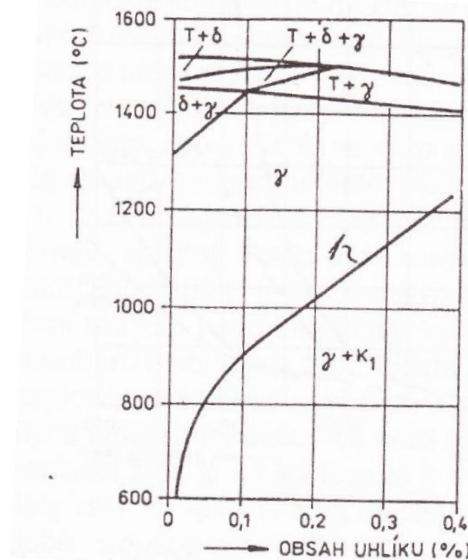
Struktura nerezavějících ocelí závisí na kombinaci obsahu feritotvorných (prvky, které zužují oblast γ) a austenitotvorných (prvky, které rozšiřují oblast γ) prvků oceli. Vliv všech feritotvorných prvků, které ocel obsahuje, je vyjádřen ekvivalentem chromu (dle De Longa):

$$Cr_{ek} = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb \quad (1)$$

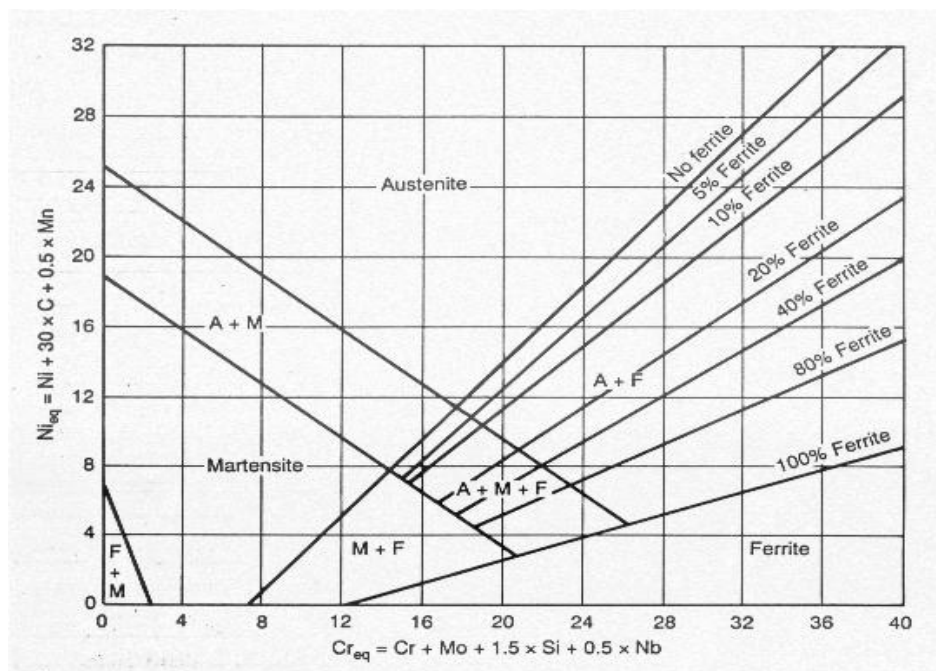
Vliv všech austenitotvorných prvků vyjadřuje ekvivalent niklu (dle De Longa):

$$Ni_{ek} = Ni + 0,5 Mn + 30 C + 30 Nb \quad (2)$$

Na základě ekvivalentu chromu a niklu lze vyjádřit vliv chemického složení na strukturu nerezavějících ocelí pomocí Schaefflerova-Delongova diagramu (viz obr. 3.19) [1, 19].



Obr. 3.18 Vertikální řez rovnovážným diagramem Fe-C-Ni při obsahu 18% Cr a 8% Ni [5]



Obr. 3.19 Schaefflerův digram [18]

Chromniklové austenitické oceli

Nestabilizované austenitické oceli

Při postupném zvyšování obsahu niklu v ocelích s obsahem 18% chromu se zužuje oblast feritu delta a rozšiřuje se oblast austenitu (viz obr. 3.18). Oblast delta feritu se uzavírá již při 8% niklu a pod křivkou solidu se vyskytuje oblast homogenního austenitu, z kterého se vylučují při pomalém ochlazování karbidy $M_{23}C_6$. Precipitaci je možné potlačit rychlým ochlazením, pokud je obsah uhlíku nižší než 0,15%. Při vyšším obsahu uhlíku se vylučování nezabrání ani ochlazením do vody. Ocel s měkkou, houževnatou a nemagnetickou austenitickou matricí po tepelném zpracování je možné získat vhodnou kombinací chromu, niklu a uhlíku.

Při pomalém ochlazování těchto ocelí se po odlití nebo tváření vylučují na hranicích zrn karbidy chromu. Kvůli rozdílným difúzním rychlostem uhlíku a chromu může klesnout místně obsah chromu pod 12% a ocel tak ztrácí schopnost pasivace a podléhá mezikrystalové korozi. Aby se odolnost proti korozi obnovila, je třeba opakovat tepelné zpracování. Pokud ocel po výdrži na teplotě rozpouštěcího žhání rychle ochladíme, při následujícím ochlazování se zpětná precipitace karbidů potlačí. Ochlazovací rychlost se musí dodržet zejména v intervalu teplot 900 až 600°C, kdy je krátká inkubační doba. Optimální teplota rozpouštěcího žhání závisí na obsahu uhlíku. V praxi se používá 1100 až 1150°C; vyšší teploty nejsou vhodné, protože hrubne zrna a klesá vrubová houževnatost.

Nestabilizované chromniklové austenitické oceli, např. X12CrNi18-8 (ČSN 17 241), mají relativně nízkou mez kluzu a pevnost. Jejich plastické vlastnosti jsou však mimořádně vysoké. Nízká mez kluzu je výhodná u ocelí určených k hlubokému tahu.

Tyto oceli mají vysokou odolnost proti korozi, odolávají však špatně korozi pod napětím a za působení chloridů, které místně rozpouštějí pasivační vrstvu. Odolnost proti organickým kyselinám a kyselině sírové se zvyšuje se stoupajícím obsahem niklu [5].

Stabilizované austenitické oceli

Pro zabránění vylučování karbidů $M_{23}C_6$ se tyto oceli legují titanem nebo niobem, které tvoří s uhlíkem stabilnější karbidy TiC a NbC. Maximální obsah titanu bývá 0,80%, jinak by se při vyšším obsahu příliš zvyšoval obsah delta feritu. Minimální obsah titanu se určuje podle obsahu uhlíku. Ke stabilizaci elektrod určených ke svařování se používá obvykle niob, protože má menší propal než titan.

Legováním těchto stabilizovaných ocelí titanem byla snaha, jak úplně zabránit mezikrystalové korozi. Ukázalo se však, že i ve stabilizovaných ocelích se objevuje zvláštní druh koroze nazývaný koroze nožová. Tento jev souvisí s rozpouštěním karbonitridů Ti(C,N) při vysoké teplotě a s jejich zpětným vylučováním při ochlazování.

V matici stabilizovaných ocelí se nachází vždy delta ferit, který má charakteristický tvar. Jeho obsah závisí na množství feritotvorných a austenitotvorných prvků, na ochlazovací rychlosti po odlití, na tepelném zpracování a na technologii tváření.

Stabilizované oceli, např. X10CrNiTi18-10 (ČSN 17 246), se tepelně zpracovávají buď rozpouštěcím žháním nebo stabilizačním žháním. Teploty rozpouštěcího žhání u stabilizovaných ocelí nemají být vyšší než 1100°C, protože se při vyšších teplotách již začínají rozpouštět karbidy TiC a NbC. Stabilizační žhání se provádí na teplotách, při kterých se uhlík váže maximálně na titan nebo niob jako TiC nebo NbC, tj. v pásmu teplot 850 až 870°C. Po rozpouštěcím žhání se oceli ochlazují ve vodě.

Dvojitý tepelný zpracování se používá pro získání maximální odolnosti proti mezikrystalové korozi. Nejprve se provede rozpouštěcí žhání na teplotě 1050 až 1100°C a ochlazení do vody. Poté

následuje stabilizační žhání na teplotě 870°C po dobu dvou hodin, kdy se uhlík váže maximálně jako globulární karbid TiC nebo NbC [5].

Chromniklové austenitické oceli s přísadou molybdenu

Molybden obsažený v chromniklových ocelích se hromadí v ochranné povrchové vrstvičce a tím zvyšuje odolnost ocelí proti korozi v aktivním i pasivním stavu, např. X2CrNiMo17-3-2 (ČSN 17 349). Část molybdenu je rozpuštěna v matici, část tvoří karbid $(\text{Fe,Cr,Mo})_{23}\text{C}_6$, ve kterém se může rozpustit 3,5 až 10% Mo. Protože je molybden feritotvorný prvek, musí mít tyto oceli vyšší obsah niklu, aby se netvořil delta ferit.

Při zvýšeném obsahu molybdenu i niklu, se oceli používají na výrobu kondenzátorových trubek chlazených mořskou vodou, kde nahrazují slitiny titanu, Monelův kov a mosaz.

Oceli s přísadou molybdenu se tepelně zpracovávají rozpouštěcím žháním na teplotě 1100 až 1150°C s následným ochlazením do vody. Po tepelném zpracování zůstávají v matici nerozpuštěné karbidy, takže oceli mají nižší vrubovou houževnatost. Karbidy však naopak zpomalují růst zrna.

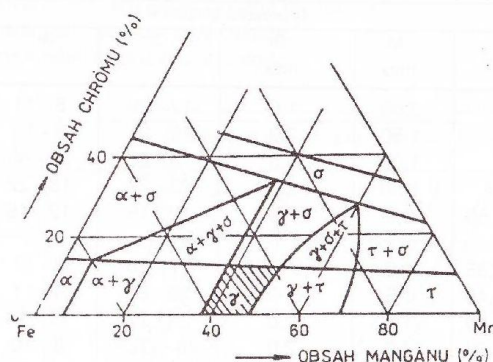
Tyto oceli se mohou také stabilizovat titanem. Při obsahu molybdenu nad 2,5% se používají na zařízení na výrobu celulózky sulfidovým způsobem a tlakové nádoby pro teploty 400 až 550°C. Jsou také vhodné na součástky pracující v chemickém, gumárenském a textilním průmyslu [5].

Chromniklové austenitické oceli s přísadou molybdenu a mědi

Protože měď jako elektrochemicky ušlechtilý prvek zvyšuje pasivační schopnost, podporuje tak účinek molybdenu, zejména v neoxidačních kyselinách. Matici tvoří po rozpouštěcím žháním austenit, ve kterém jsou vyloučeny komplexní karbidy chromu. Obsah mědi v těchto ocelích bývá 3 %, protože tato hodnota odpovídá maximální rozpustnosti mědi v austenitu, např. X1NiCrMoCu25-20-5 [5].

Chrommanganové austenitické oceli s přísadou dusíku

Protože se spotřeba chromniklových austenitických ocelí stále zvyšuje, bylo vyvinuto úsilí nahradit drahý nikl prvkem lacinějším. Výběr legovacích prvků je však omezený, protože oblast gama zcela otevírá kromě niklu pouze mangan, rozšiřují ji dusík a měď.



Obr. 3.20 Část ternárního rovnovážného diagramu Fe-Mn-Cr za teploty 20°C, 0,1%C [5]

Homogenní oblast fáze gama se v ternárním rovnovážném diagramu Fe-Mn-Cr (viz obr. 3.20) vyskytuje jen při vysokém obsahu manganu a při tak nízkém obsahu chromu, že již není zaručena odolnost proti korozi. Oceli s vyšším obsahem chromu jsou nevhodné, protože se v matici objevuje křehká fáze sigma. Kombinací železa, manganu a chromu nelze proto získat ocel, která by měla čistě austenitickou strukturu a byla dostatečně odolná proti korozi. Aby se oblast gama posunula k nižšímu obsahu manganu a k vyššímu obsahu chromu, je nutno přidat další austenitotvorný prvek → dusík.

Lze proto postupovat dvojím způsobem:

- Sníží se obsah Ni na polovinu (asi na 5%), stabilitu austenitu se zvýší přísadou Mn a N → CrMnNiN oceli.
- Celý obsah Ni se nahradí zvýšeným obsahem Mn a N₂ → CrMnN oceli.

Tyto oceli se používají zejména v potravinářském průmyslu, ve strojírenství a při výrobě spotřebního zboží. Protože podléhají mezikrystalové korozi, jejich zavádění v chemickém průmyslu naráží na potíže. V posledních letech byly vyvinuty oceli CrMnNiN s velmi nízkým obsahem uhlíku (max. 0,03%), u kterých se mezikrystalová koroze neobjevuje. Tyto oceli mají obvykle poněkud nižší obsah manganu, takže odolávají lépe některým kyselinám (např. HNO₃) [5].

Chrom-mangan-dusíkové oceli

Obsahem manganu se u těchto ocelí pohybuje mezi 14 až 17%. Obsah dusíku je u těchto ocelí možné zvýšit na 0,32 – 0,42%, protože mangan zvyšuje rozpustnost dusíku v austenitu. Obsah niklu je snížen na 1 až 2%, protože se u některých ocelí považuje za nečistotu, která se dostává do ocelí při tavení. Oceli této skupiny se téměř netaví, protože vysoký obsah manganu způsobuje těžkosti při tavení i odlévání.

Chrommanganové austenitické oceli s přísadou dusíku, např. (ČSN 17 471), se tepelně zpracovávají rozpouštěcím žiháním na teplotě 1100°C a s ochlazením do vody. Výdrž na teplotě má být 2 hodiny na každých 25 mm tloušťky stěny [5].

Chrom-mangan-nikl-dusíkové oceli

Obsah manganu v těchto ocelích je nižší než u ocelí CrMnN, proto jsou při tavení menší metalurgické potíže. Obsah dusíku musí být nižší než je jeho rozpustnost v austenitu, protože nerozpuštěný dusík tvoří při tavení bubliny. Obsah niklu se pohybuje od 4 do 6%, obsah manganu od 8 do 10%, obsah dusíku od 0,15 do 0,25%, např. X8CrMnNi18-8 (ČSN 17 460) [5].

3.2.4. Dvoufázové chromniklové korozivzdorné oceli

Oceli této skupiny tvoří přechod mezi chromovými korozivzdornými oceli s 18% chromu a chromniklovými austenitickými oceli. Po ohřevu na vyšší teplotu mají dvoufázovou strukturu tvořenou delta feritem a austenitem. Pokud je v austenitu rozpuštěno dostatečné množství austenitotvorných prvků, netransformuje po ochlazení z teploty rozpouštěcího žihání a matici oceli tvoří po vychladnutí delta ferit a metastabilní austenit. Při nízkém obsahu austenitotvorných prvků transformuje austenit na martenzit.

Feriticko-martenzitické oceli

U ocelí této skupiny se pohybuje obsah chromu obvykle mezi 14 až 18%, obsah niklu mezi 1 až 5%. Poměr austenitotvorných a feritotvorných prvků se volí tak, aby austenit transformoval při dostatečné ochlazovací rychlosti na martenzit.

Tyto oceli se používají hlavně pro vodné roztoky obsahující CO_2 , jako jsou kyselé vody při těžbě zemního plynu obsahující chloridy. Zlepšená tvařitelnost v širokém rozsahu teplot umožňuje vyrábět i trubky válcované za tepla.

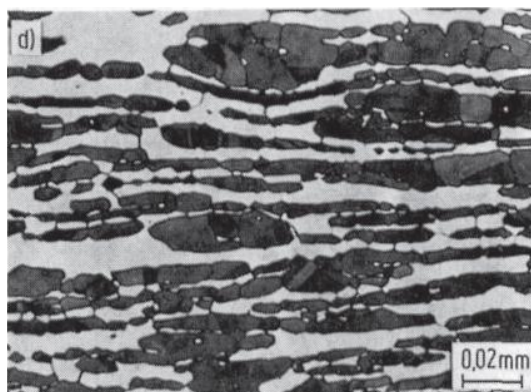
Feriticko-austenitické oceli

Dvoufázové feriticko-austenitické oceli, např. X2CrNiMoN 22-5-3, se uplatňují v chemickém průmyslu, protože mají podobné korozní vlastnosti jako austenitické chromniklové oceli, ale vyšší mez kluzu a nižší cenu. Odolávají také lépe koroznímu praskání, mezikrystalové a důlkové korozi. Chemické složení se volí tak, aby v matici zůstalo po tepelném zpracování až 50% metastabilního austenitu, jehož zrna jsou rozdělena ve feritické matici rovnoměrně (viz obr. 3.21).

Některé oceli této skupiny mají také přísadu dusíku, který snižuje obsah feritu a zvyšuje obsah austenitu. Přítomnost dusíku zpomaluje také precipitaci karbidů, čímž přispívá ke zvýšení stability ocelí za zvýšených teplot a minimalizuje tak odmíšení chromu.

Dvoufázové feriticko-austenitické oceli odolávají poměrně dobře různým chemickým činidlům, mají však sklon k mezikrystalové korozi a ke korozi v aktivním stavu. Sklon k mezikrystalové korozi a mechanické vlastnosti závisí na poměru delta-feritu a austenitu.

Používají se pro řadu zařízení v chemickém, petrochemickém, papírenském a energetickém průmyslu, pro zařízení přicházející do styku s mořskou vodou, na výměníky tepla, chladiče, kondenzátory a vařáky [5, 9].



Obr. 3.21 Mat. 1.4462 s austeniticko-feritickou strukturou [8]

3.2.5. Precipitačně vytvrditelné korozivzdorné oceli

Předností precipitačně vytvrditelných korozivzdorných ocelí je možnost jejich obrábění v měkkém stavu. Tyto oceli se po rozpouštěcím žíhání při 1025°C rychle ochladí na teplotu, při které proběhne martenzitická přeměna a pak se precipitačně vytvrdí při 400 až 700°C v závislosti na chemickém složení.

Při vytvrzování martenzitických precipitačně vytvrditelných ocelí, např. X12CrNiTi 17-7, při teplotě 400 až 500°C precipitují fáze Ni_3Ti a Ni_3Cu a dosahuje se meze pevnosti 1300 až 1500 MPa. Používají se hlavně na exponované části v letectví, kosmonautice a lodním průmyslu.

U austenitických precipitačně vytvrditelných ocelí, např. CrMnVN 16-20-1,3, se vysokých pevnostních hodnot dosáhne precipitací karbidů a nitridů nebo dalších intermetalických fází Ti a Al doprovázející precipitaci karbidů. Oceli se používají pro vysokonamáhané součásti, jako jsou tryskové motory, turbínová kola, ventilátory a zařízení v petrochemickém průmyslu [9].

4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4.1. METODICKÁ ČÁST EXPERIMENTU

K experimentálnímu prověření korozní odolnosti austenitických ocelí byly zvoleny čtyři rozdílné materiály, jak z hlediska chemického složení, tak i struktury.

Vzorky jednotlivých materiálů byly vystaveny působení čtyř rozdílných korozních prostředí: 30% roztokům H_2SO_4 , HNO_3 , CH_3COOH a NaCl po dobu 532 hodin.

Po ukončení řízené degradace byly korozní zplodiny ze vzorků odstraňovány v souladu s normou ČSN ISO 8407, tzn.:

- vzorek byl zlehka okartáčován, aby se odstranily málo přilnavé objemové korozní zplodiny,
- vzorek byl ponořen na 5 až 20 min do roztoku C.7.5 (100 ml HNO_3 , 20 ml HF, 880 ml destilované vody) určeného pro odstranění korozních zplodin, průběžné vyjímání vzorku z roztoku za účelem lehkého okartáčování může usnadnit odstranění pevně přilnavých korozních zplodin,
- po chemickém čištění následuje lehké okartáčování s cílem odstranit uvolněné zplodiny [20].

Vlastní vyhodnocení experimentu bylo provedeno:

- 1) užitím gravimetrické metody,
- 2) studiem degradovaného povrchu materiálu,
- 3) studiem povrchové struktury na příčném řezu vzorku.

4.2. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

MATERIÁL A

- Tvářená tyčovina o průměru \varnothing 40 mm, kvalita povrchu testovaného vzorku: broušeno brusným papírem o zrnitosti #220 (viz obr. 4.1), plocha vzorku je $842 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2$.
- Stabilizovaná austenitická chromniklová ocel (stabilizace titanem).
- Struktura je tvořena polyedrickými zrny austenitu s nízkým podílem delta-feritu (cca 2%), který se vyskytuje v řetízkovitých útvarech kopírující původní tvářenou strukturu (výrazná textura delta-feritu). Ve struktuře se nachází rovnoměrně rozptýlená karbidická fáze M_{23}C_6 a karbonitridy titanu $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ (viz obr. 4.2, 4.3).

- Analýza chemického složení viz tabulka 4.1. Chemické složení odpovídá materiálu 17 247 dle ČSN 41 7247, příp. X6CrNiTi 18-10 dle EN 10088/2-95.

Tab. 4.1 Chemické složení vzorku A

Ozn. vzorku	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu	Al
Vzorek A	0,06	1,04	0,46	0,029	0,017	18,4	9,4	0,19	0,09	0,07	0,08	0,077

Ozn. vzorku	Ti	Co	B	Sn	Sb	Nb						
Vzorek A	0,42	0,09	0,005	0,05	0,05	0,02						

MATERIÁL B

- Součást víka sterilizátoru, kvalita povrchu testovaného vzorku: broušeno brusným papírem o zrnitosti #220 (viz obr. 4.4), plocha vzorku je $1729 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2$.
- Stabilizovaná austenitická chromniklová ocel na odlitky (stabilizace niobem, s přísadou molybdenu, se zvýšeným obsahem mědi).
- Struktura je tvořena austenitem s mezidendriticky vyloučeným delta-feritem (cca. 10%). V mezidendritických prostorech lze pozorovat výrazné částice čisté mědi (viz obr. 4.5, 4.6).
- Analýza chemického složení viz tabulka 4.2. Chemické složení odpovídá materiálu GX5CrNiMoNb 19-11-2 dle EN 10213/4-95.

Tab. 4.2 Chemické složení vzorku B

Ozn. vzorku	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu	Al
Vzorek B	0,05	0,65	0,87	0,025	0,007	18,2	8,9	2,22	0,13	0,00	0,32	0,024

Ozn. vzorku	Ti	Co	B	Sn	Sb	Nb						
Vzorek B	0,01	0,14	0,004	0,05	0,00	0,45						

MATERIÁL C

- Svarový spoj typu V dvou kusů tvářených plechů tl. 3 mm, kvalita povrchu testovaného vzorku: broušeno brusným papírem o zrnitosti #600 (viz obr. 4.7), plocha vzorku je $1660 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2$.
- Nestabilizovaná austenitická chromniklová ocel se zvýšeným obsahem mědi.

- Struktura je tvořena polyedrickými zrny austenitu s nízkým podílem delta-feritu (cca 2%), který se vyskytuje v řetízkovitých útvech kopírující původní tvářenou strukturu (výrazná textura delta-feritu) (viz obr. 4.8, 4.9).
- Analýza chemického složení viz tabulka 4.3. Chemické složení odpovídá materiálu 17 240 dle ČSN 41 7240, příp. X5CrNi 18-10 dle EN 10088/1-3-95.

Tab. 4.3 Chemické složení vzorku C

Ozn. vzorku	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu	Al
Vzorek C	0,02	1,52	0,44	0,026	0,005	18,2	7,9	0,28	0,10	0,00	0,30	0,00

Ozn. vzorku	Ti	Co	B	Sn	Sb	Nb						
Vzorek C	0,01	0,17	0,000	0,05	0,04	0,02						

MATERIÁL D

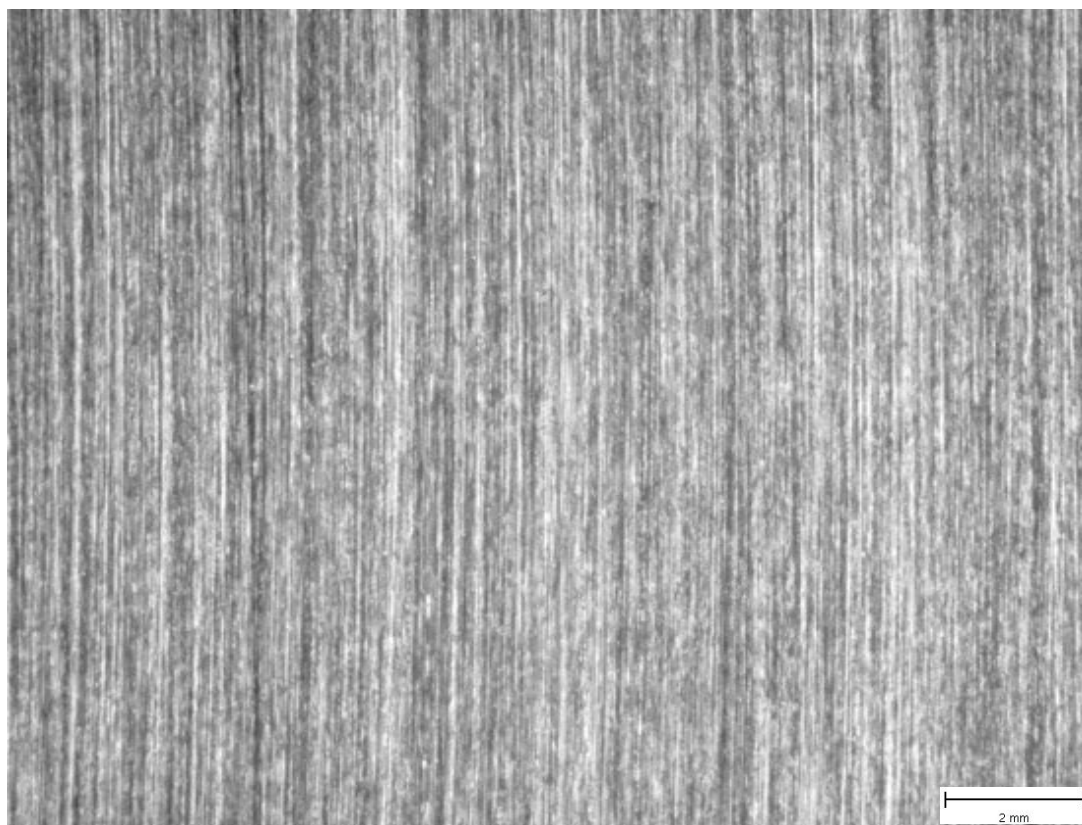
- Tvářený plech tl. 0,4 mm, kvalita povrchu testovaného vzorku: z jedné strany pískován (viz obr. 4.10), z druhé strany leštěn (viz obr. 4.11), plocha vzorku je $1848 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2$.
- Nestabilizovaná austenitická chromniklová ocel.
- Struktura je tvořena polyedrickými zrny austenitu, ojediněle s podílem delta-feriu. Ve středové části vzorku lze nalézt oblasti s deformačně indukovaným martenzitem (viz obr. 4.12).
- Analýza chemického složení viz tabulka 4.4. Chemické složení odpovídá materiálu 17 240 dle ČSN 41 7240, příp. X5CrNi 18-10 dle EN 10088/1-3-95.

Tab. 4.4 Chemické složení vzorku D

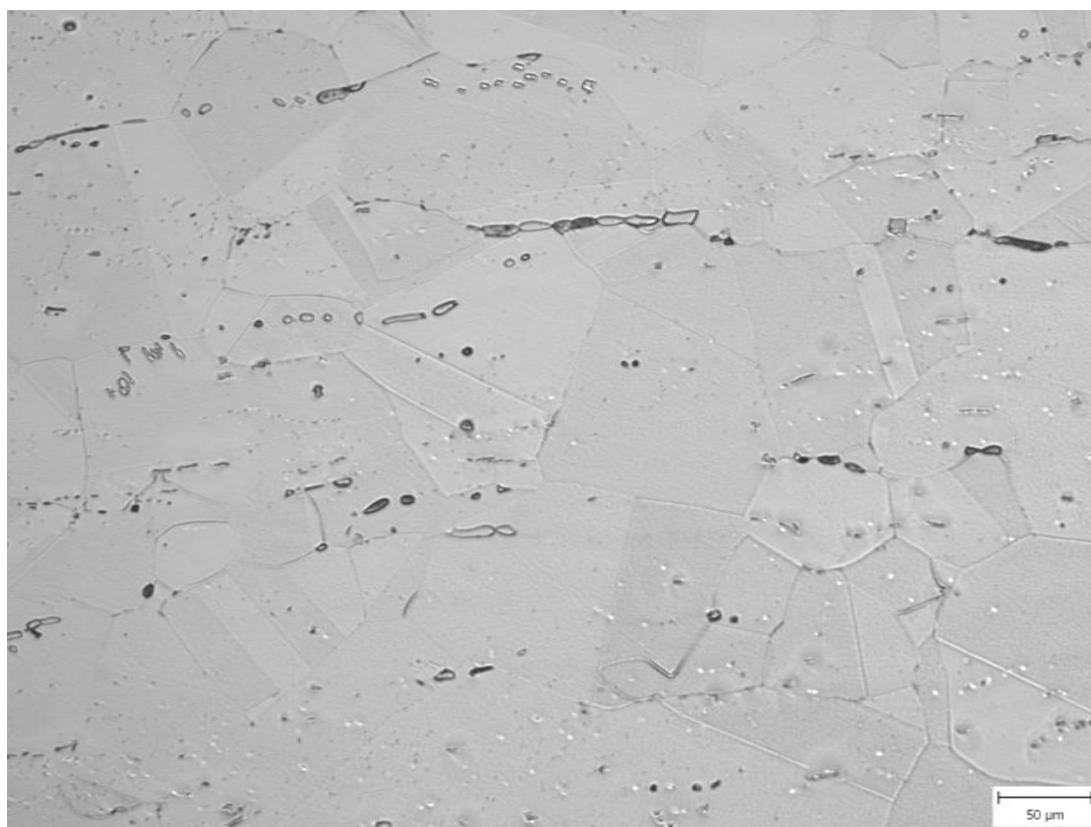
Ozn. vzorku	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu	Al
Vzorek D	0,04	1,03	0,35	0,019	0,006	17,6	9,5	0,24	0,14	0,00	0,15	0,004

Ozn. vzorku	Ti	Co	B	Sn	Sb	Nb						
Vzorek D	0,03	0,17	0,001	0,06	0,04	0,02						

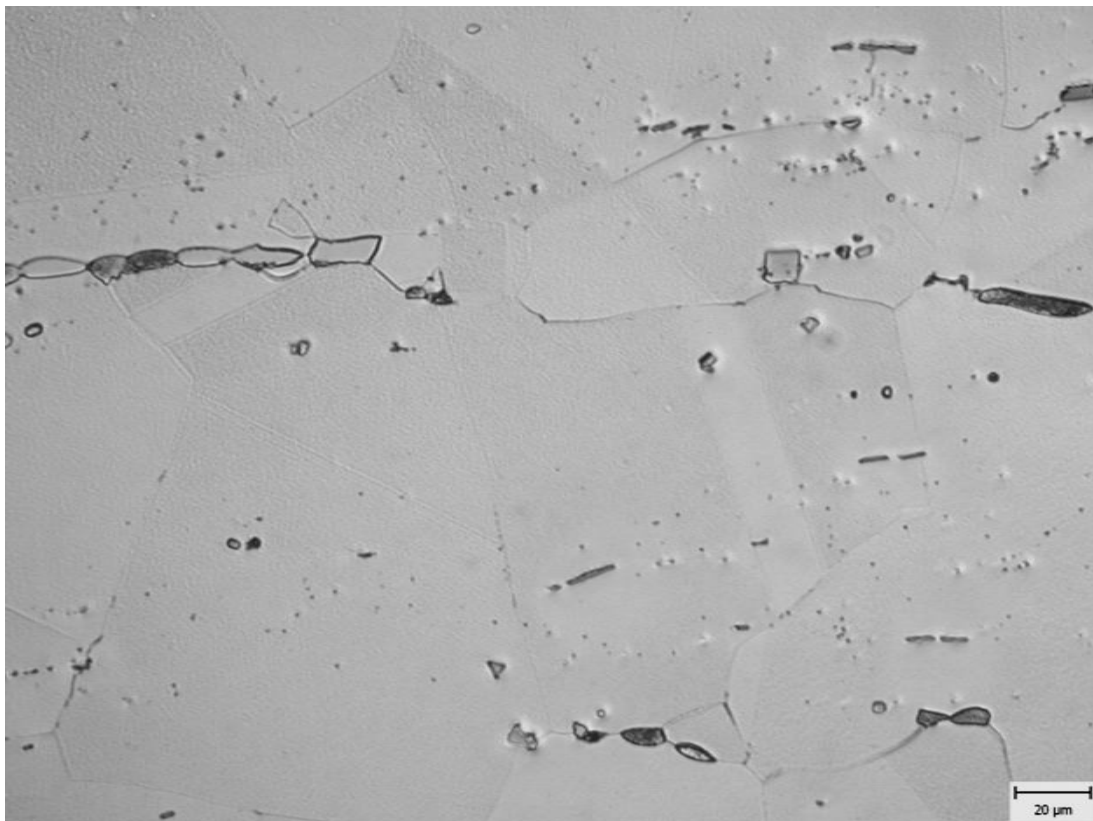
Vzorek A:



Obr. 4.1 Vzhled povrchu vzorku A

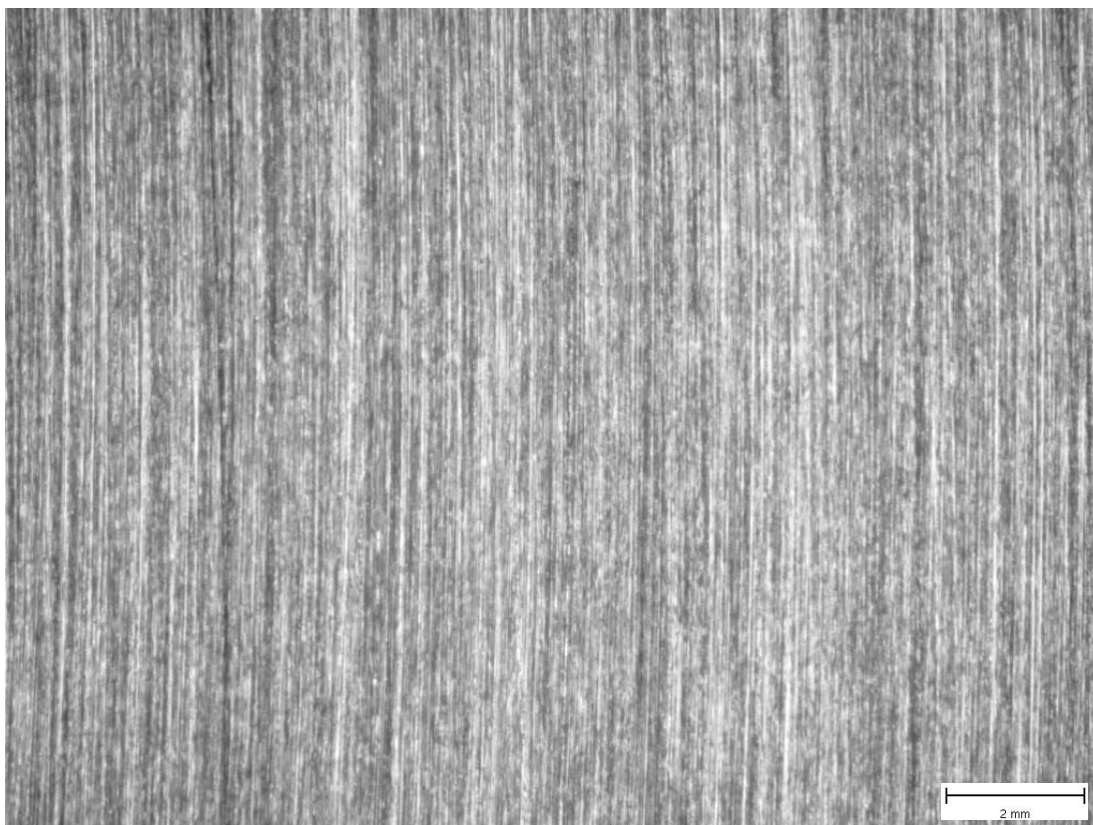


Obr. 4.2 Struktura základního materiálu vzorku A – zvětšeno 100x

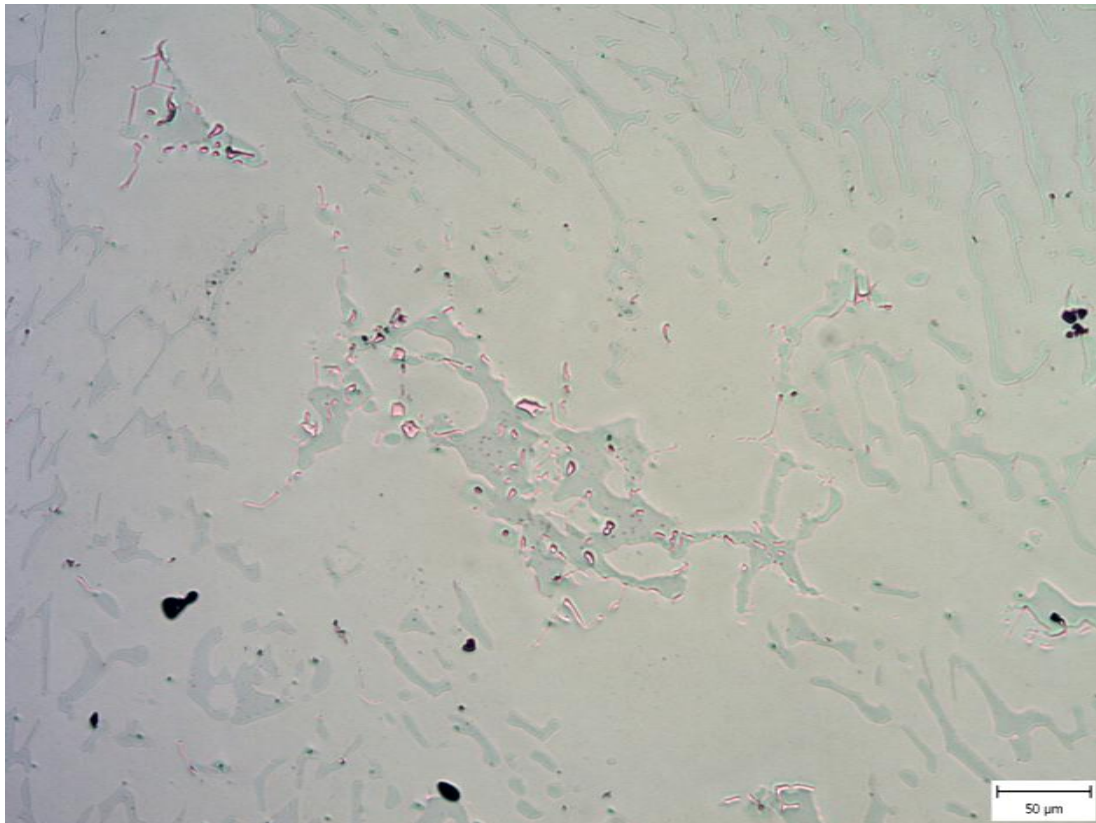


Obr. 4.3 Struktura základního materiálu vzorku A – zvětšeno 200x

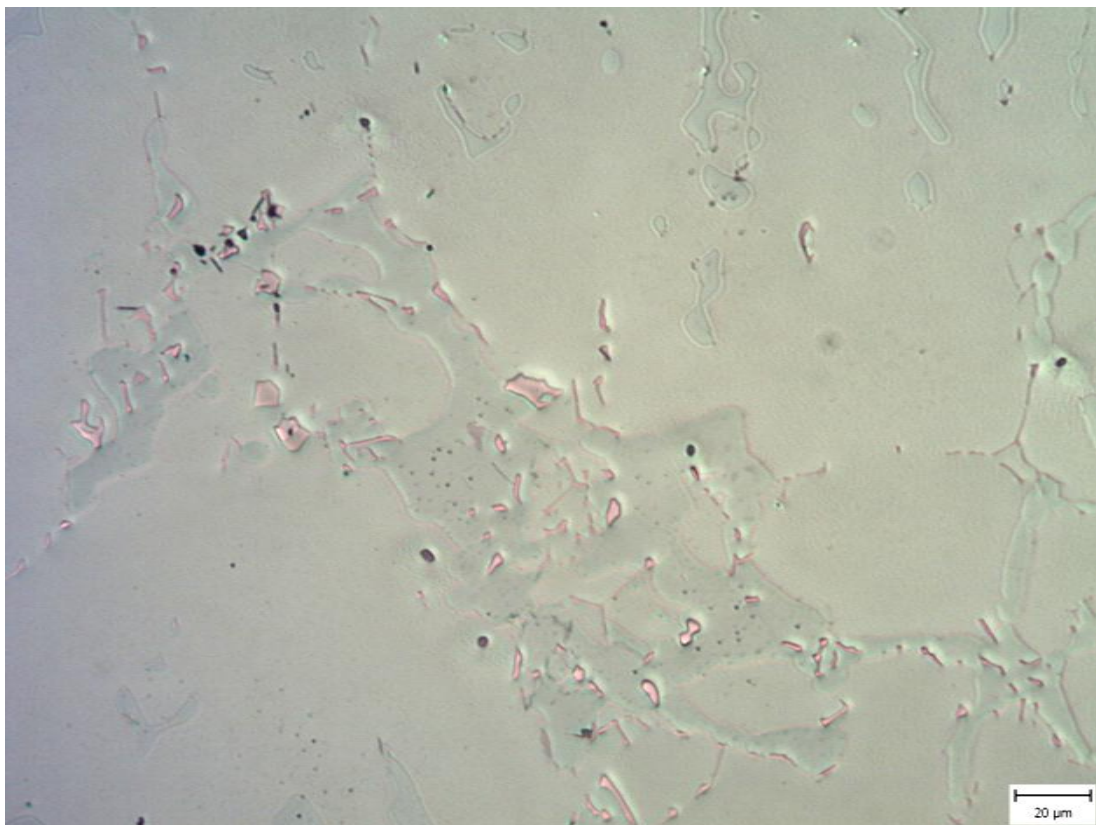
Vzorek B:



Obr. 4.4 Vzhled povrchu vzorku B



Obr. 4.5 Struktura základního materiálu vzorku B – zvětšeno 100x



Obr. 4.6 Struktura základního materiálu vzorku B – zvětšeno 200x

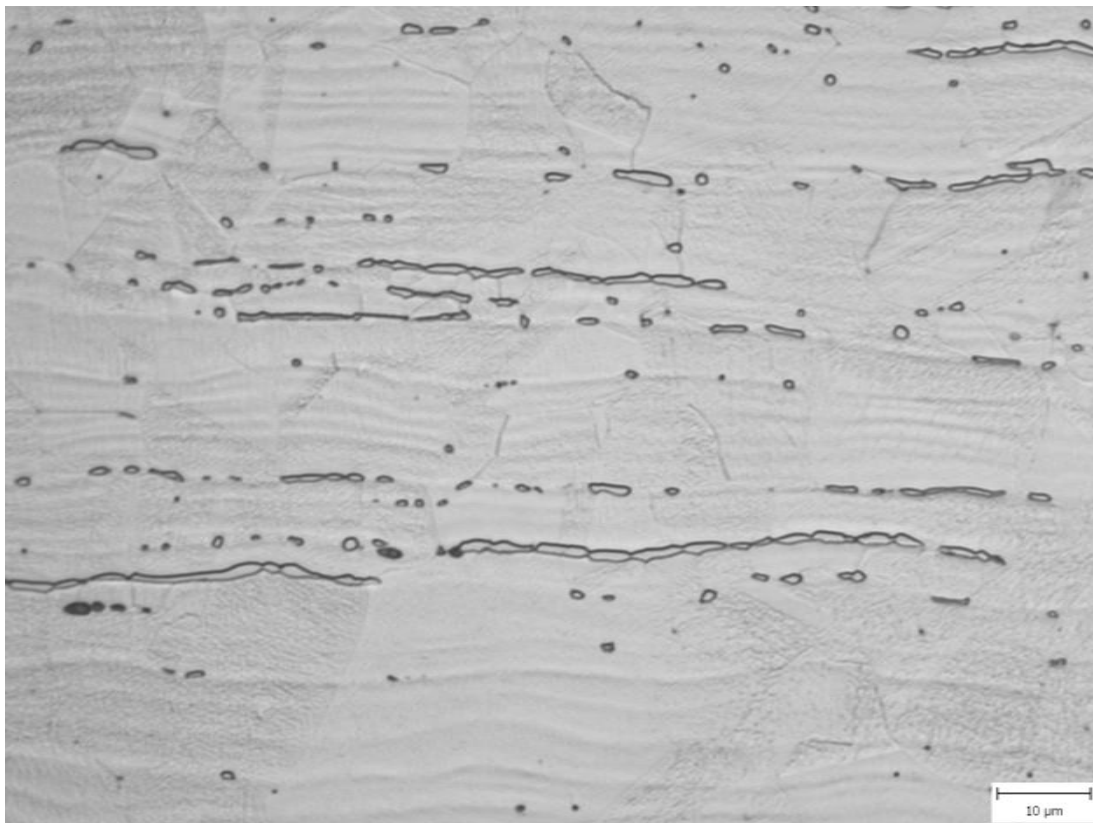
Vzorek C:



Obr. 4.7 Vzhled povrchu vzorku C

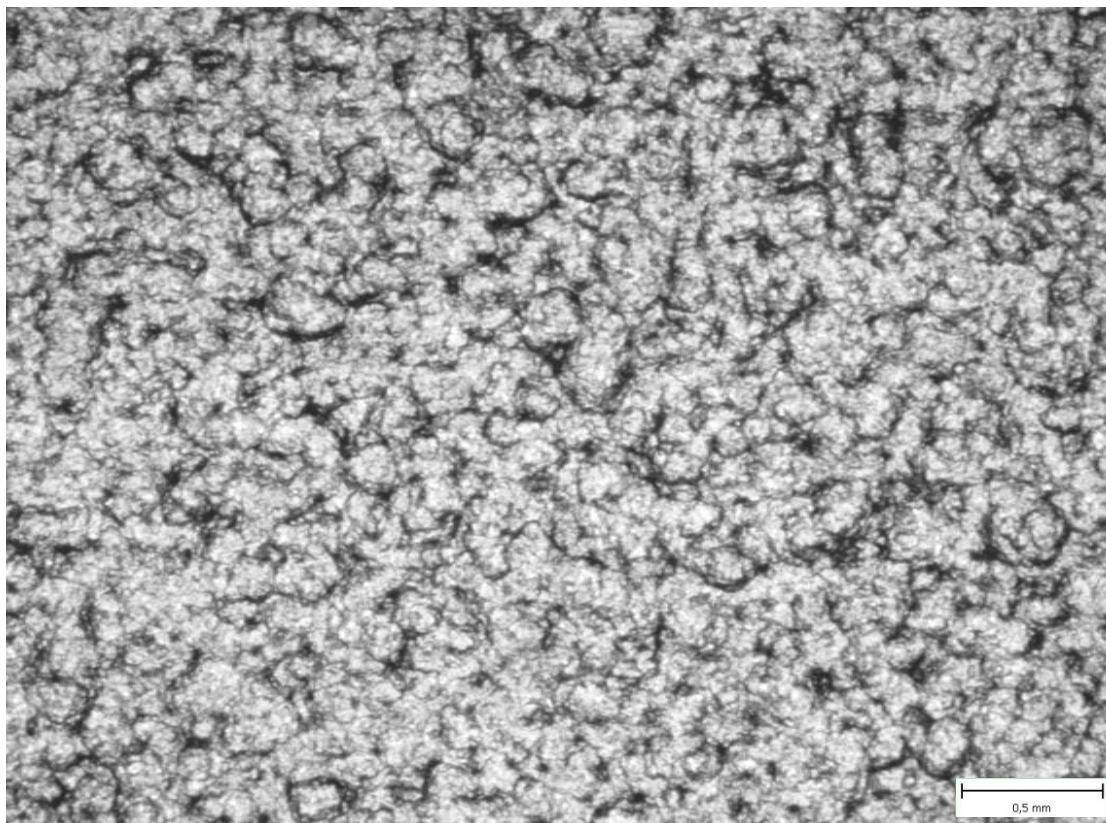


Obr. 4.8 Struktura základního materiálu vzorku C – zvětšeno 100x

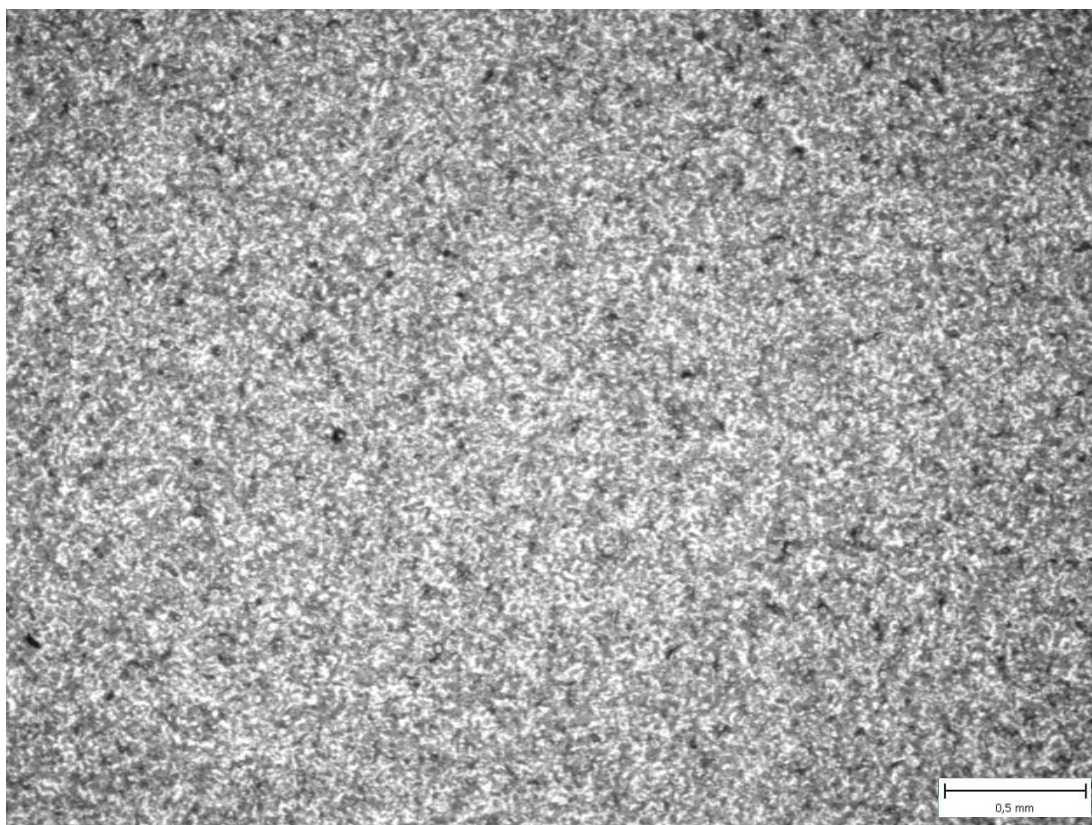


Obr. 4.9 Struktura základního materiálu vzorku C – zvětšeno 500x

Vzorek D:



Obr. 4.10 Vzhled povrchu vzorku D z pískované strany



Obr. 4.11 Vzhled povrchu vzorku D z leštěné strany



Obr. 4.12 Struktura základního materiálu vzorku D – zvětšeno 200x

4.3. EXPERIMENTÁLNÍ TECHNIKA

Vzorky pro korozní zkoušky byly odděleny z polotovarů pomocí zařízení pro automatické dělení materiálu fy Struers – Discotom–2 za použití intenzivního chlazení.

Metalografické výbrusy byly zhotoveny obvyklým způsobem, tzn. broušením a leštěním diamantovými pastami na přístroji pro automatickou přípravu vzorků fy LECO GPX 300. Pro vyvolání optimální struktury bylo použito mechanicko-chemického doleštění pomocí suspenze OP-S fy Struers a leptání leptadlem Vilella – Bain. Vzorky byly pozorovány na stereolupě fy OLYMPUS SZ-61 a metalografickém mikroskopu Olympus GX-51 při zvětšení objektivu 5x, 10x, 20x a 50x (celkové zvětšení při dokumentaci bylo 50x, 100x, 200x a 500x) a dokumentovány digitální kamerou UEye 1485LE-C-HQ s využitím software QuickPhoto 2.3.

Analýza chemického složení vzorků byla provedena na spektrometru s doutnavým výbojem Spectrumat GDS 750.

4.4. VÝSLEDKY EXPERIMENTU

Experimentálně bylo zjištěno, že vzorky A, B, C i D austenitické oceli, které byly vystaveny působení 30% roztoků kyseliny octové, dusičné a NaCl, nevykazovaly žádné hmotnostní úbytky ani známky vzniku korozní degradace.

Různé stupně korozní degradace a hmotnostních úbytku byly zaznamenány pouze u vzorků vystavených působení kyseliny sírové, proto vyhodnocení experimentální části práce probíhalo ve třech rovinách:

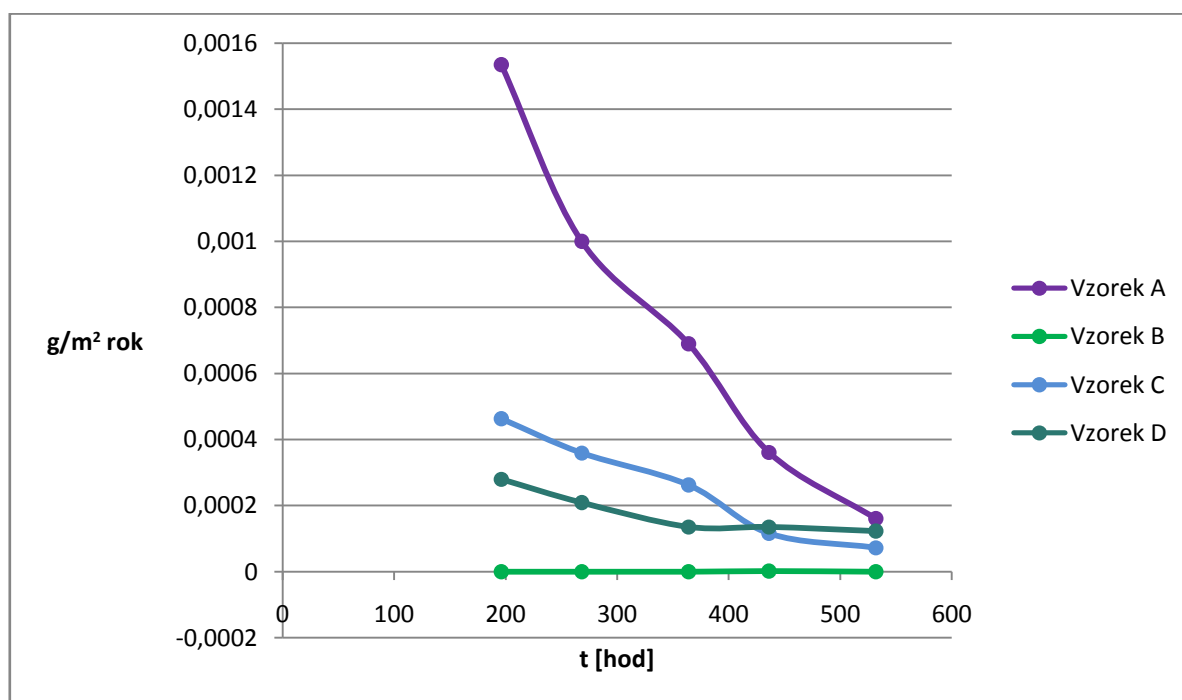
- 1) gravimetrické hodnocení (měření hmotnostních úbytků) vzorků vystavených koroznímu prostředí 30% roztoku kyseliny sírové,
- 2) hodnocení povrchové degradace vzorků vystavených působení 30% roztoku kys. sírové užitím stereolupy,
- 3) hodnocení změn struktury materiálu v řezech kolmých ke korozně degradovanému povrchu u vzorků vystavených působení 30% roztoku kys. sírové.

Tab. 4.5 Hodnoty naměřených hmotností během působení 30 % H₂SO₄ v závislosti na čase

t [hod]	m [mg]			
	Vzorek A	Vzorek B	Vzorek C	Vzorek D
0	11540	13450	7410	5090
196	9320	13450	6090	4200
268	7590	13450	4690	3610
364	4990	13450	3310	2380
436	3890	13440	2850	1520
532	3300	13440	2300	360

Tab. 4.6 Hodnoty hmotnostního úbytku materiálu vlivem působení 30 % H₂SO₄ v závislosti na čase

t [hod]	g/m ² rok			
	Vzorek A	Vzorek B	Vzorek C	Vzorek D
196	15,35·10 ⁻⁴	0	4,62·10 ⁻⁴	2,80·10 ⁻⁴
268	10,00·10 ⁻⁴	0	3,60·10 ⁻⁴	2,09·10 ⁻⁴
364	6,89·10 ⁻⁴	0	2,62·10 ⁻⁴	1,36·10 ⁻⁴
436	3,62·10 ⁻⁴	0,02·10 ⁻⁴	1,16·10 ⁻⁴	1,36·10 ⁻⁴
532	1,60·10 ⁻⁴	0	0,73·10 ⁻⁴	1,23·10 ⁻⁴



Obr. 4.13 Graf hmotnostního úbytku materiálu vlivem působení 30% roztoku H₂SO₄ v závislosti na čase

Jak vyplývá z grafu hmotnostních úbytků jednotlivých materiálů (obr. 4.13), vzorek A vykazoval největší hmotnostní úbytek. Lze konstatovat, že korozní napadení povrchu vzorku je zcela rovnoměrné, jak je vidět na snímcích povrchu viz obr. P1.1, P1.2, P1.3, P1.4. Na snímcích obr. P1.5 a P1.6 je zachycena mikrostruktura příčného řezu vzorku v jeho povrchové oblasti. Je zřejmé, že rychlost koroze je výrazně ovlivněna tvářecí texturou vzorků, která je vyšší ve směru kolmém ke směru tváření.

Vzorek B vykazoval nejmenší hmotnostní úbytek. Na vzorcích byla pozorována nerovnoměrná lokální korozní degradace v podobě malých „pavučin“ (obr. P2.1, P2.2, P2.3). Je zřejmé, že tento vzorek vykazuje značnou korozní odolnost proti působení kyseliny sírové v důsledku zvýšeného obsahu mědi. Mikrostruktura povrchové oblasti je zachycena na obr. P2.4.

Degradace vzorku C (V svar dvou kusů plechů) je zachycena na snímcích P3.1, P3.2, P3.3, P3.4, P3.5. Je zřejmé, že povrch materiálu vykazuje korozi rovnoměrnou (viz obr. P3.7), zatímco ve směru příčném (kolmo ke směru tváření) můžeme pozorovat korozi výrazně intenzivnější, nerovnoměrnou s typickými projevy důlkové koroze (viz obr. P3.6). Dá se předpokládat, že rychlost koroze je výrazně závislá na textuře (v našem případě řádkovitosti delta-feritu) na orientaci struktury materiálu vzhledem k povrchu materiálu, což dokazují snímky P3.6, P3.7, P3.8.

Lze předpokládat, že je to způsobeno vyšší rychlostí koroze na mezifázovém rozhraní austenit x delta-ferit.

Vzorek D, jak bylo patrné pod stereolupou, podléhal z pískované strany (obr. P4.2, P4.4) korozi rychleji než ze strany s leštěným povrchem (obr. P4.1, P4.3). Zkoumání pod světelným mikroskopem ukázalo, že vzorek značně korodoval na povrchu, a to celkově rovnoměrně (obr. P4.5, P4.6).

5. DISKUZE VÝSLEDKŮ A ZÁVĚRY

Z výsledků hodnocení čtyř různých vzorků austenitické korozivzdorné oceli (různé chemické složení, struktura i technologie výroby) vystavených agresivním korozním prostředím 30% roztoků kyseliny sírové, dusičné, octové a chloridu sodného vyplývá, že pouze vzorky vystavené kyselině sírové vykazovaly výrazné známky korozní degradace. Rychlost korozní degradace byla vyhodnocena gravimetricky, analýzou povrchové degradace užitím stereolupy a metalografickým hodnocením povrchové struktury příčných řezů jednotlivých vzorků.

Korozní účinek roztoku kyseliny dusičné a octové nebyl prokázán ani v jednom ze zkoumaných případů. Mírnou plošnou korozní degradaci v 30% roztoku NaCl vykazoval pouze vzorek C, přestože žádný hmotnostní úbytek vzorku nebyl zaznamenán, ostatní ze zkoumaných vzorků nebyly ovlivněny.

Svým vlivem se tedy jednoznačně jako nejúčinnější degradační prostředí na vybrané typy austenitických ocelí jevil roztok kyseliny sírové, ve kterém bylo patrné korozní poškození všech vzorků. Tato skutečnost byla prokázána průběžnými hmotnostními úbytky a výraznou změnou rozměrů všech sledovaných vzorků (viz obr. 4.13). Účinku roztoku kyseliny sírové nejméně podléhal vzorek B (litý materiál stabilizovaný Nb, se zvýšeným obsahem Mo a Cu).

Metalografickým hodnocením bylo zjištěno, že orientace povrchu vystaveného účinku koroznímu prostředí vzhledem ke směru tváření (tzn. textuře a řádkovitosti delta-feritu) vzorku má výrazný vliv na rychlost koroze. Povrchy orientované kolmo ke směru tváření materiálu vykazovaly jednoznačně rychlejší a nerovnoměrnější korozní degradaci. Nejvýrazněji bylo možno tuto skutečnost sledovat v případě korozního napadení vzorku C (viz obr. P3.6 a P3.7), v menší míře ale i u ostatních tvářených vzorků A a D. Lze předpokládat, že tato skutečnost je výraznou měrou ovlivněna vyšší rychlostí koroze na mezifázovém rozhraní austenit / delta-ferit.

Nerovnoměrná korozní degradace v případě litého vzorku B (obr. P2.3) s největší pravděpodobností souvisí s lící strukturou daného materiálu a zcela určitě s vyšší mírou heterogenity materiálu, viz obr. 4.6. Lze předpokládat, že místa korozního napadení korespondují s mezidentritickým odměšením materiálu.

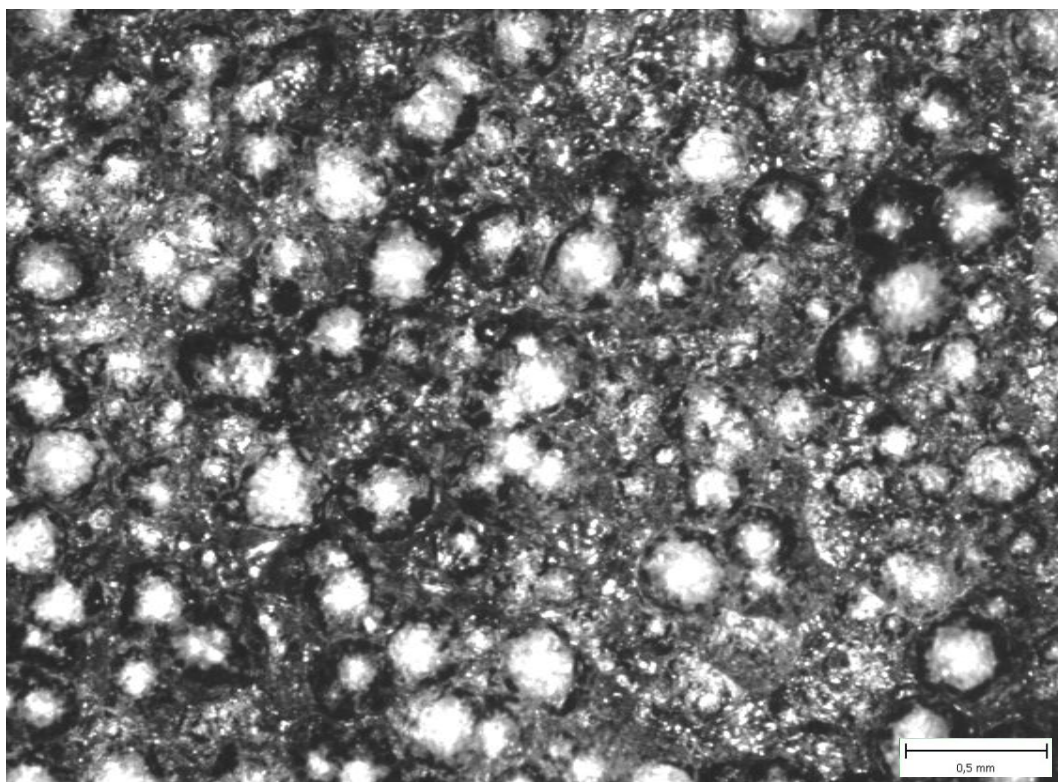
Z provedeného experimentu byla jednoznačně prokázána vynikající korozní odolnost austenitických korozivzdorných ocelí v prostředích roztoků kyseliny dusičné, octové a roztoku NaCl. Lze konstatovat, že nejnižší korozní odolnost vykazovaly všechny testované materiály v prostředí roztoku kyseliny sírové. Jednoznačně tak byla potvrzena vhodnost využití austenitických korozivzdorných ocelí v náročných aplikacích potravinářského, chemického, farmaceutického a energetického průmyslu.

6. POUŽITÁ LITERATURA

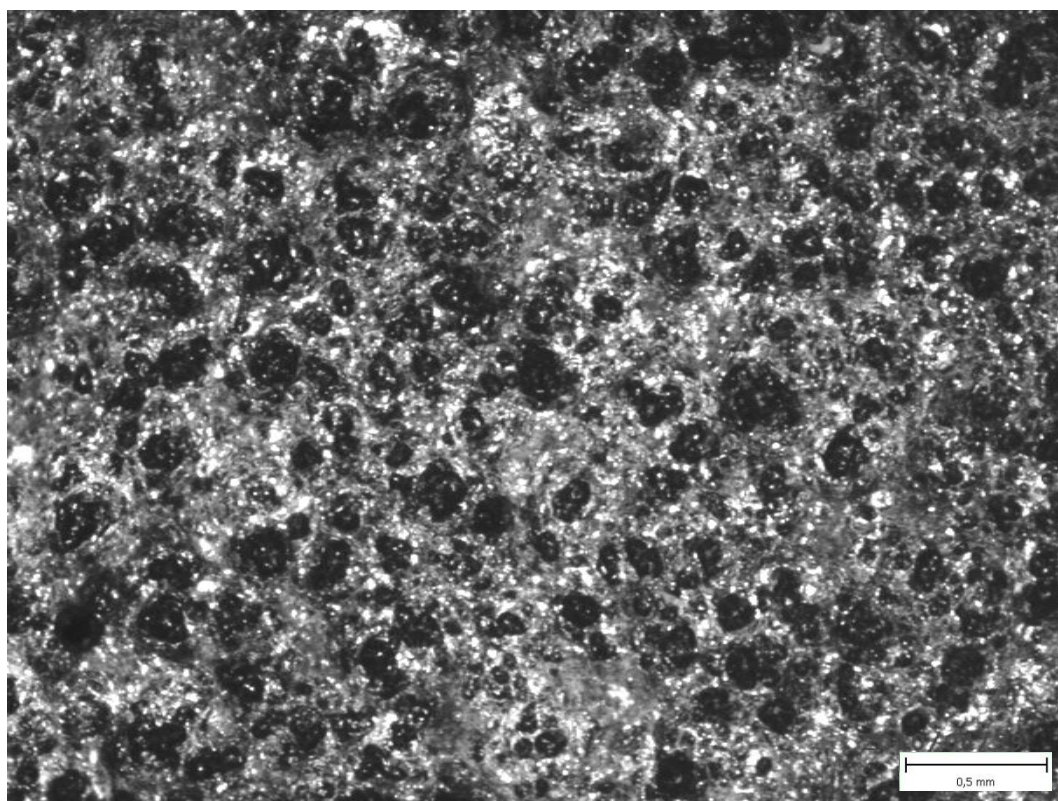
- [1] PTÁČEK, Luděk a kolektiv. *Nauka o materiálu II*. 2. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s. r. o., 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [2] BARTONÍČEK, Robert a kolektiv. *Koroze a protikorozi ochrana kovů*. 1. vyd. Praha: Nakladatelství Československé akademie věd Academia, 1966, 720 s. DT 21.037.66.
- [3] ČERNÝ, Miroslav a kolektiv. *Korozní vlastnosti kovových konstrukčních materiálů*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1984, 264 s. DT 620.193:669.018.
- [4] ČÍHAL, Vladimír. *Mezikrystalová koroze ocelí a slitin*. 2. vyd. Praha: SNTL, 1978, 408 s. DT 669.14:620.193.
- [5] FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s. r. o., 1996, 267 s. ISBN 80-85867-95-8.
- [6] Katedra materiálů a strojírenské metalurgie Západočeské univerzity v Plzni Charakteristika jednotlivých skupin korozivzdorných ocelí [on-line]. [cit. 2010-04-27]. Dostupné z WWW: <http://www.ateam.zcu.cz/charakteristika_korozivzdornych_oceli2.pdf>.
- [7] Korozivzdorné oceli jako konstrukční materiály. *MM Průmyslové spektrum*. 2003, č. 4, s. 84. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/korozivzdorne-oceli-jako-konstrukcni-materialy>>.
- [8] Korozivzdorné oceli - vlastnosti. In *StainlessSteelPropertues_CZ.pdf*. [s.l.] : [s.n.], 2008 [cit. 2010-04-27]. Dostupné z WWW: <http://www.euroinox.org/pdf/map/StainlessSteelProperties_CZ.pdf>. ISBN 2-87997-082-2.
- [9] Korozivzdorné oceli jako konstrukční materiály. *MM Průmyslové spektrum*. 2003, č. 7, s. 46. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/korozivzdorne-oceli-jako-konstrukcni-materialy-2-2-2>>.
- [10] Korozní inženýrství. In *Koroze kovů*. [s.l.] : [s.n.], 2002 [cit. 2010-04-27]. Dostupné z WWW: <http://www.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/korozni_inzenyrstvi_se/koroze/>.
- [11] Korozní atlas. In *Korozní inženýrství - atlas*. [s.l.] : [s.n.], 2005 [cit. 2010-04-27]. Dostupné z WWW: <http://www.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/korozni_inzenyrstvi_se/atlas>.
- [12] MARTINEC, J.; ŠVEIDLER, Z.; JANOVEC, J. Korozivzdorné materiály. In . [s.l.] : [s.n.], 2009 [cit. 2010-04-27]. Dostupné z WWW: <http://www.hadyna.cz/svetsvaru/technology/Korozivzdorne_2007.pdf>.
- [13] Korozivzdorné oceli jako konstrukční materiály. *MM Průmyslové spektrum*. 2003, č. 6, s. 76. Dostupné z: <<http://www.mmspektrum.com/clanek/korozivzdorne-oceli-jako-konstrukcni-materialy-2-2>>.
- [14] NOVÁK, P. Druhy koroze kovů. In *49_75_82.pdf*. [s.l.] : [s.n.], 2005 [cit. 2010-04-27]. Dostupné z WWW: <http://www.vscht.cz/met/aki/kom_49/49_75_82.pdf>.
- [15] ČSN EN ISO 8044. *Koroze kovů a slitin - základní termíny a definice*. Praha : Český normalizační institut, 2000. 44 s.
- [16] ČSN 03 8137. *Kovy, slitiny a kovové povlaky : Metalografické vyhodnocování korozního napadení*. [s.l.] : [s.n.], 1989. 19 s.
- [17] HRUBÝ, V., TULKA, J. *Koroze a ochrana materiálů*. 1. vyd. Brno: Vojenská akademie, 1997, 142 s.
- [18] ESAB VAMBERK, s.r.o. Korozivzdorné materiály. In *Spektrum1_2_2003.pdf*. [s.l.] : [s.n.], 2002 [cit. 2010-04-27]. Dostupné z WWW: <http://www.weldingportal.sk/cmrs/esab/Spektrum1_2_2003.pdf>.
- [19] HAJDÍK, J.; HEINRICH, M. Svařování vysokolegovaných ocelí. In *Svař.vysoce.leg1_2007.pdf*. [s.l.] : [s.n.], 2008 [cit. 2010-04-27]. Dostupné z WWW: <http://www.hadyna.cz/svetsvaru/technology/Svar.vysoce.leg1_2007.pdf>.
- [20] ČSN ISO 8407. *Koroze kovů a slitin : Odstraňování korozních zplodin ze vzorků podrobeným korozním zkouškám*, 1995. 15s.

7. PŘÍLOHY

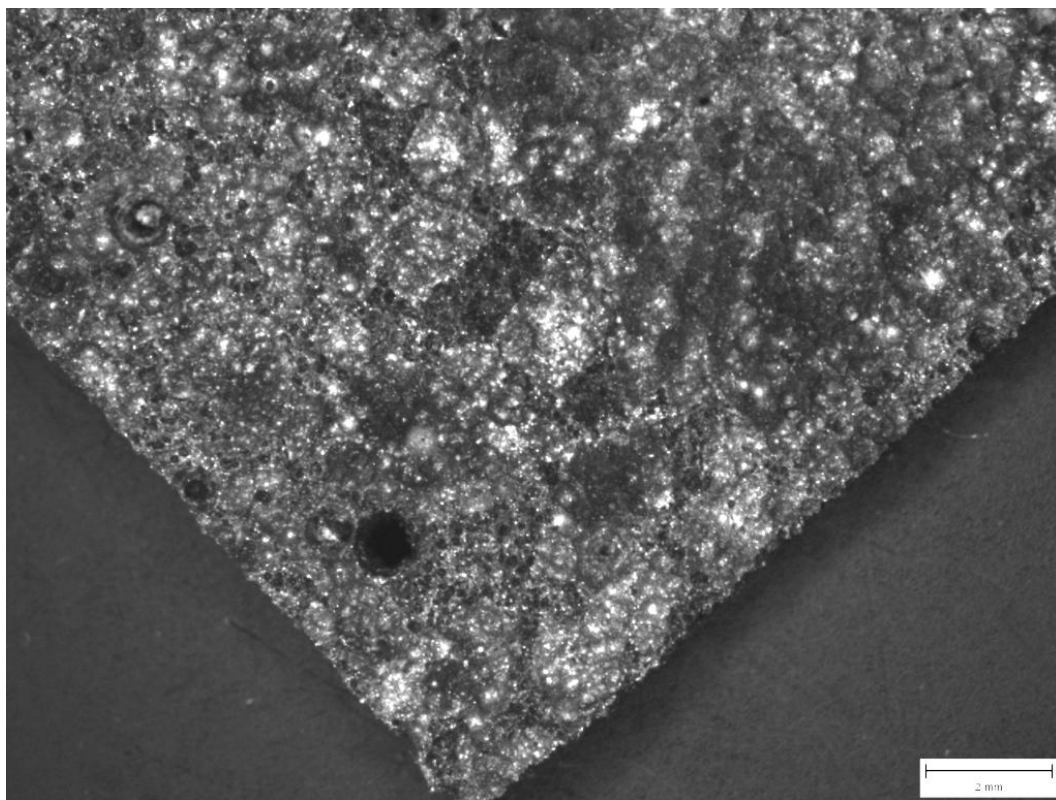
Vzorek A



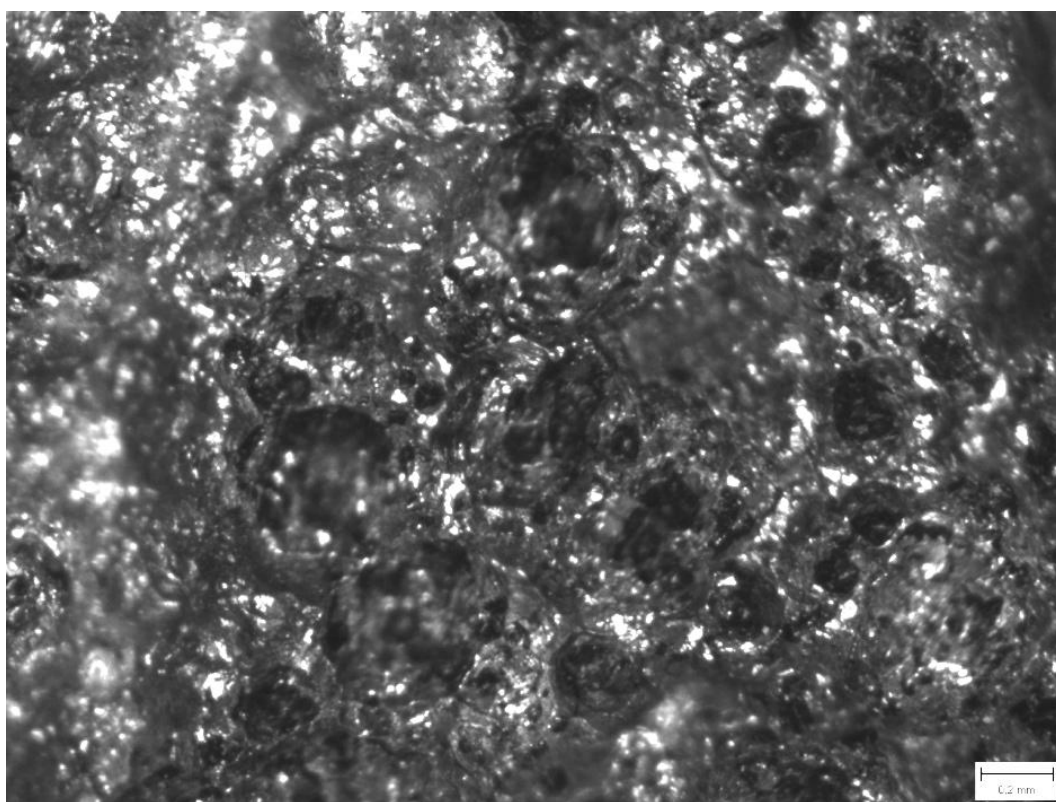
Obr. P1.1 Vzhled povrchu vzorku A (30% roztok H₂SO₄, 268 hod)



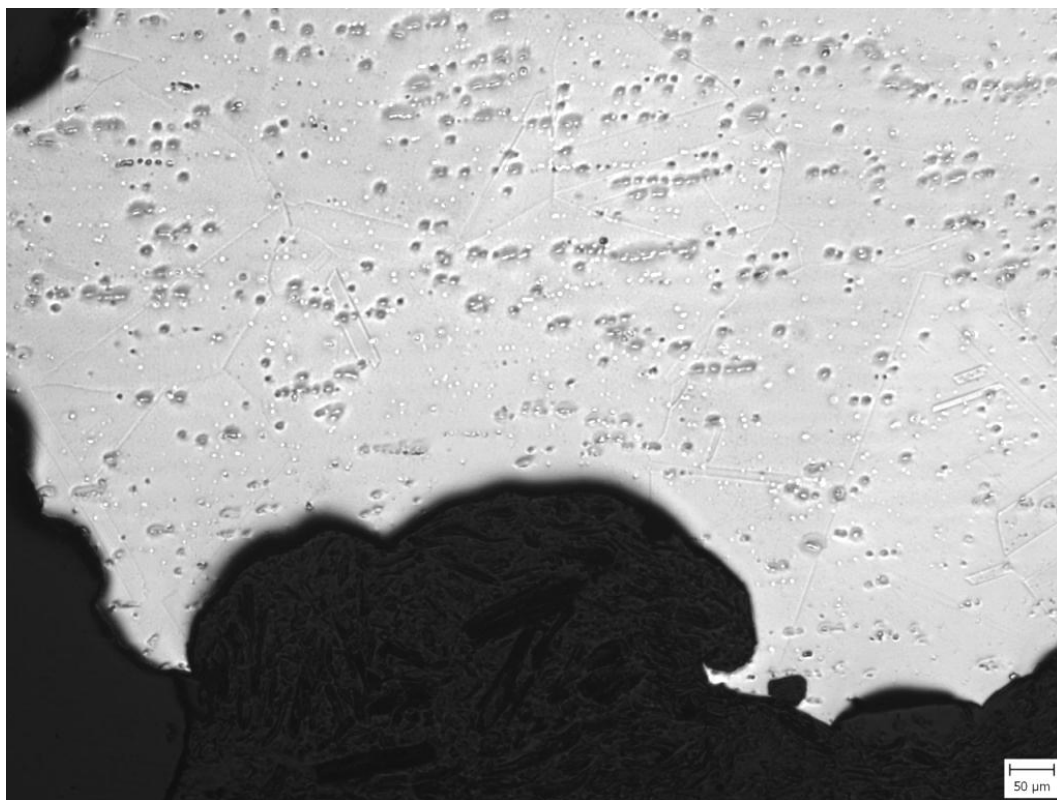
Obr. P1.2 Vzhled povrchu vzorku A (30% roztok H₂SO₄, 436 hod)



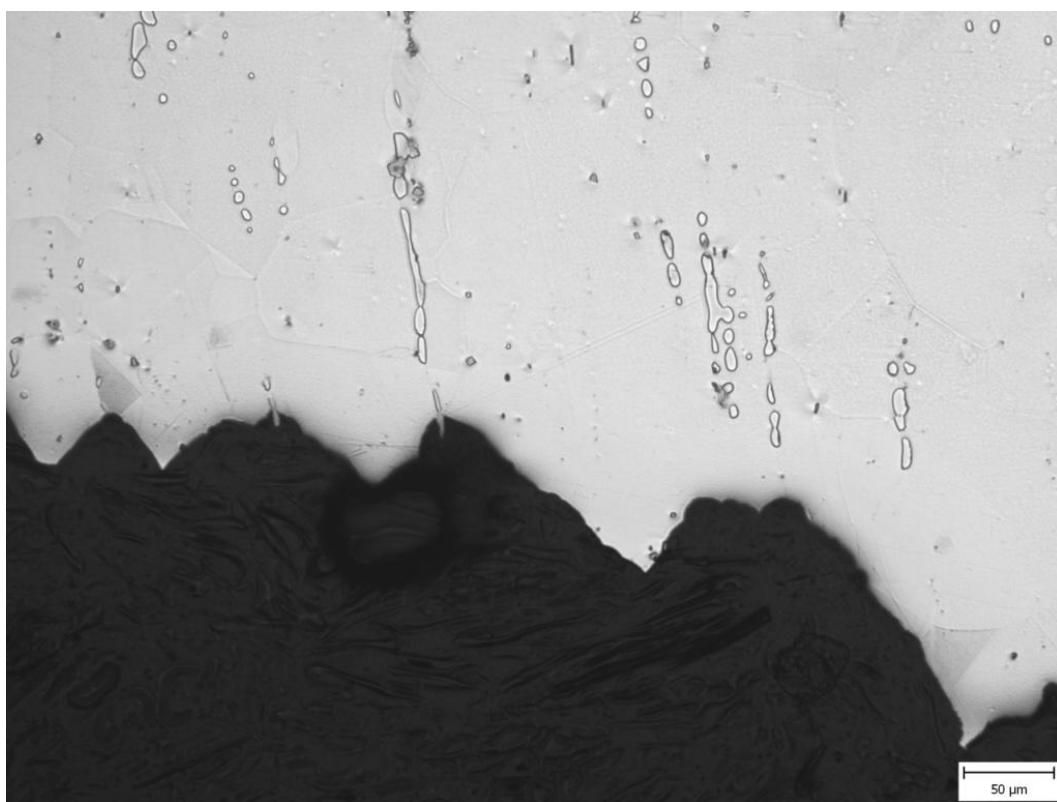
Obr. P1.3 Vzhled povrchu vzorku A (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod)



Obr. P1.4 Vzhled povrchu vzorku A (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod)

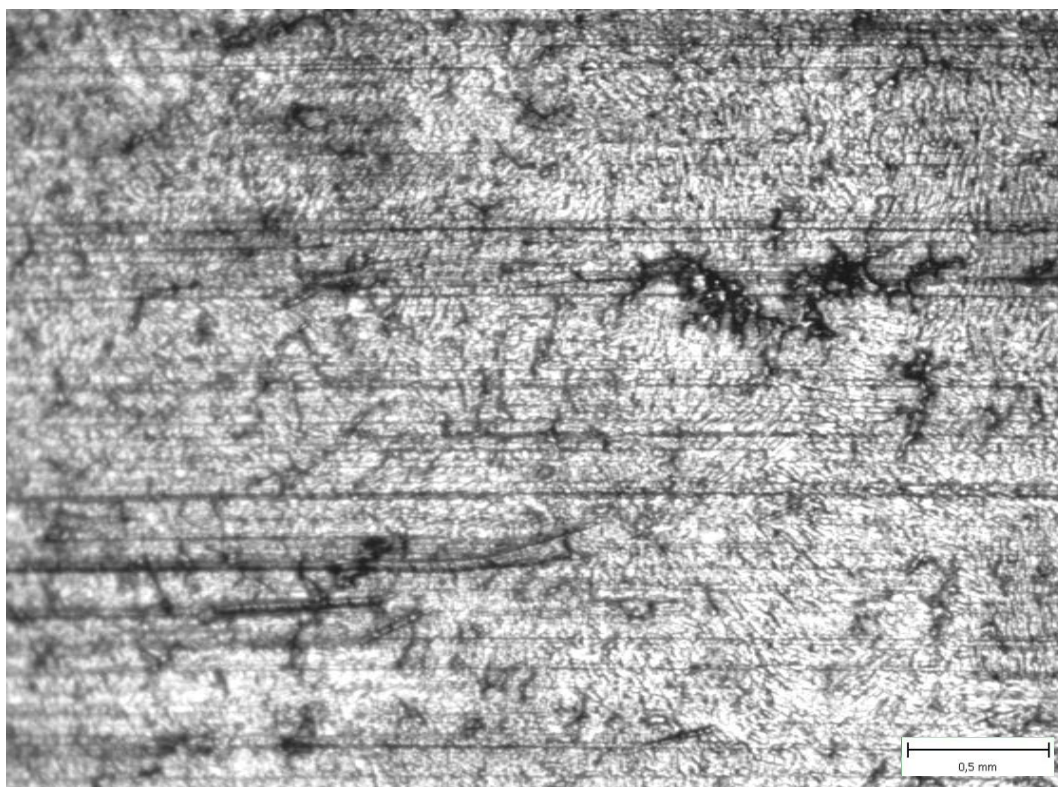


Obr. P1.5 Struktura vzorku A s povrchovou korozí (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod) – zvětšení 50x

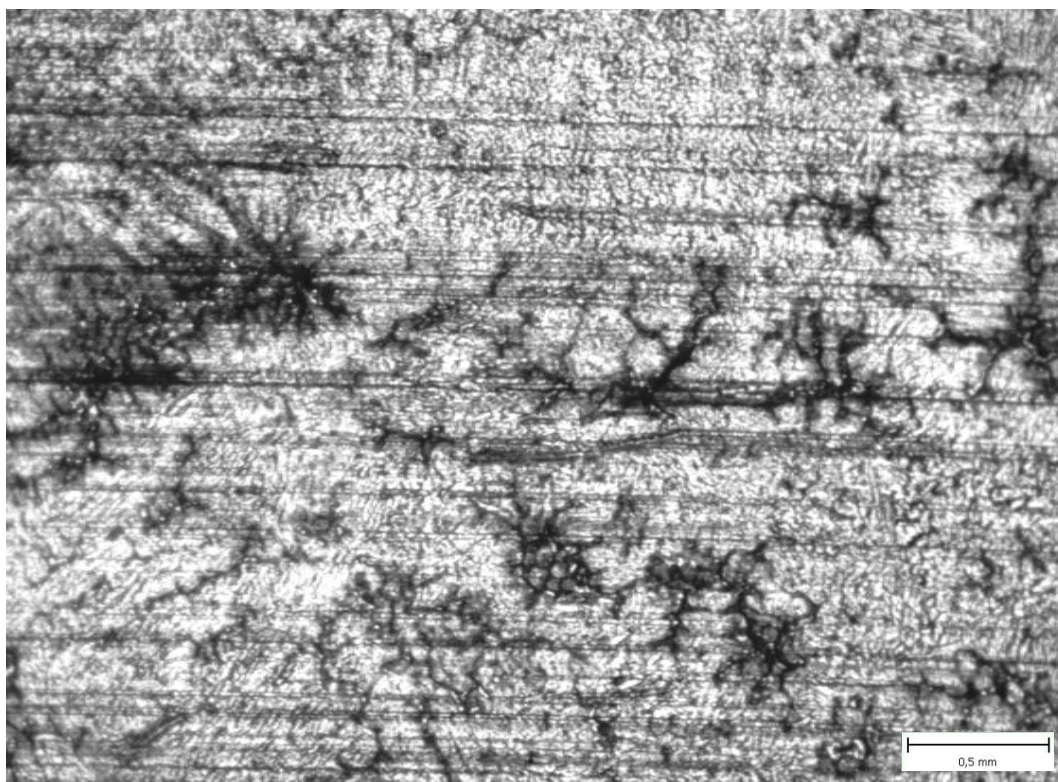


Obr. P1.6 Struktura vzorku A s povrchovou korozí (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod) – zvětšení 100x

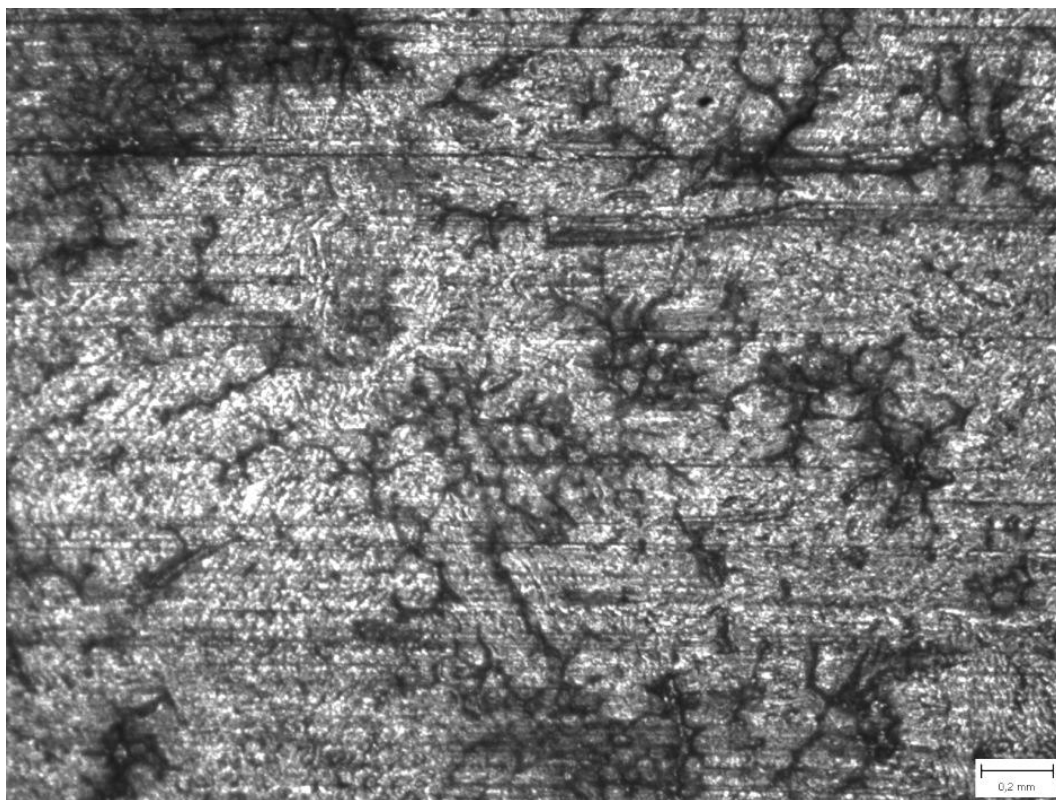
Vzorek B



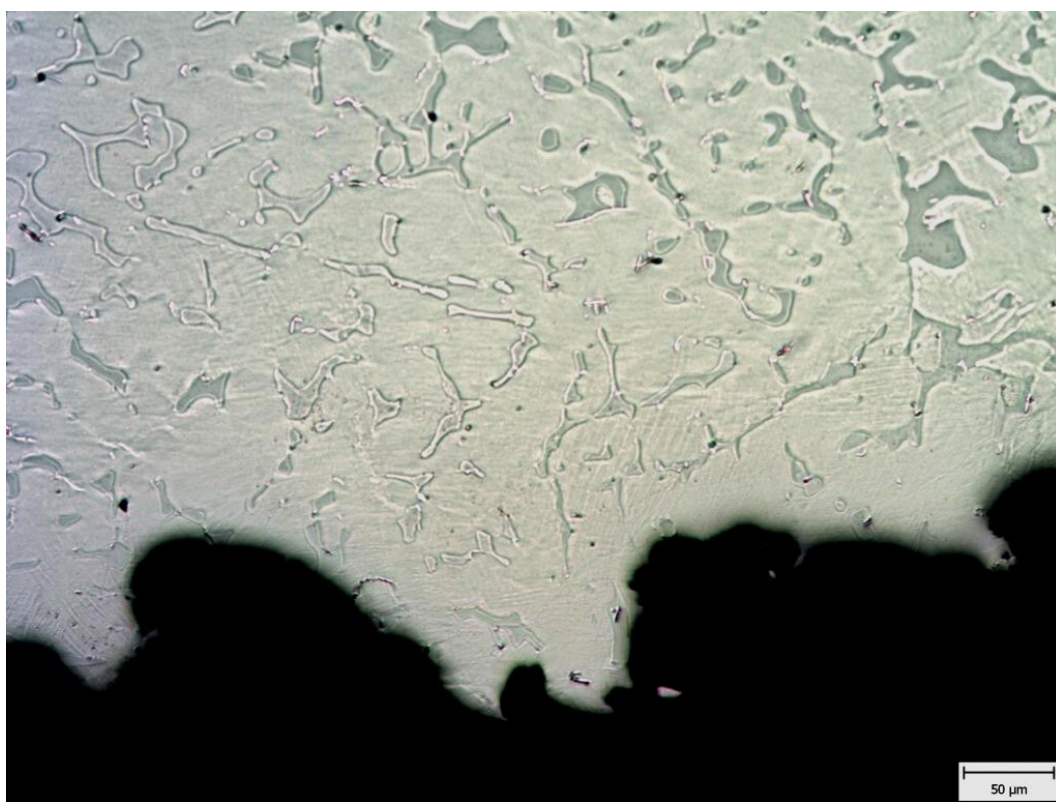
Obr. P2.1 Vzhled povrchu vzorku B (30% roztok H₂SO₄, 268 hod)



Obr. P2.2 Vzhled povrchu vzorku B (30% roztok H₂SO₄, 436 hod)

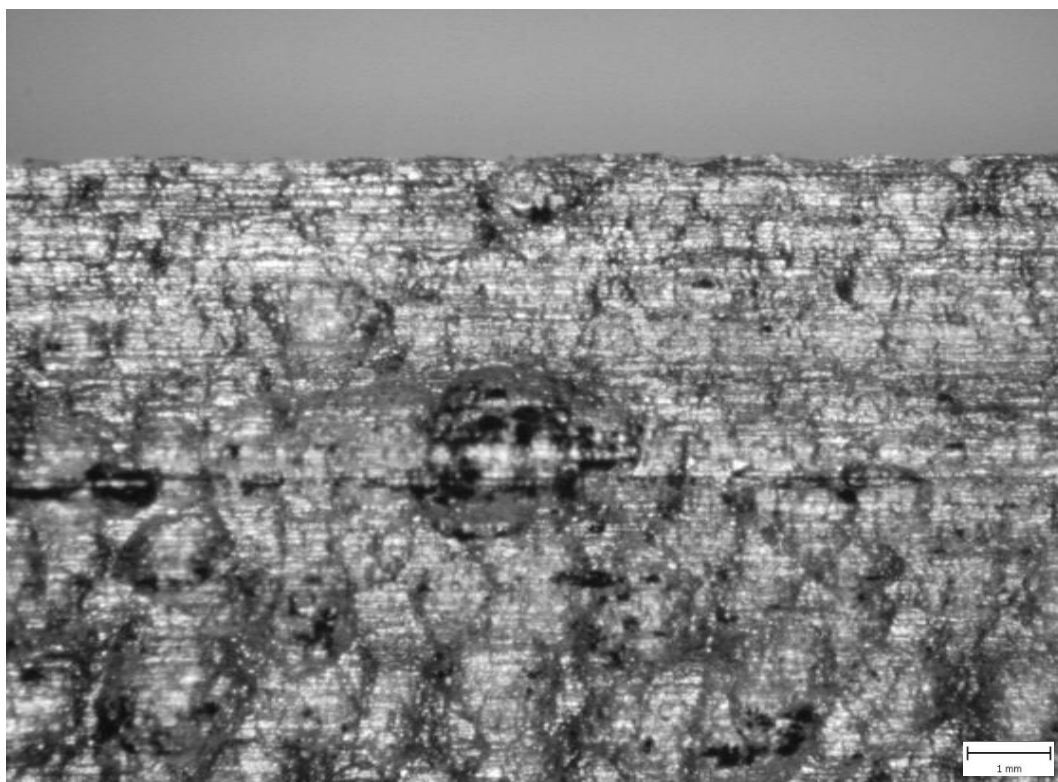


Obr. P2.3 Vzhled povrchu vzorku B (30% roztok H₂SO₄, 532 hod)



Obr. P2.4 Struktura vzorku B s povrchovou korozí (30% roztok H₂SO₄, 532 hod) – zvětšení 100x

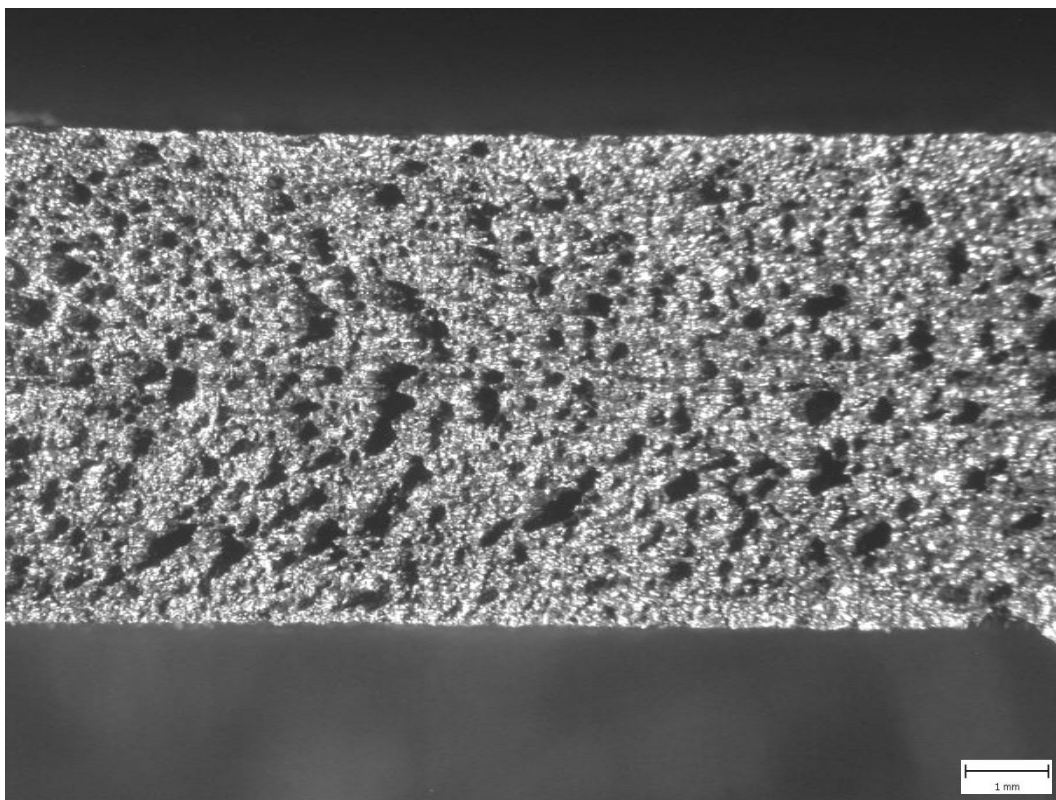
Vzorek C



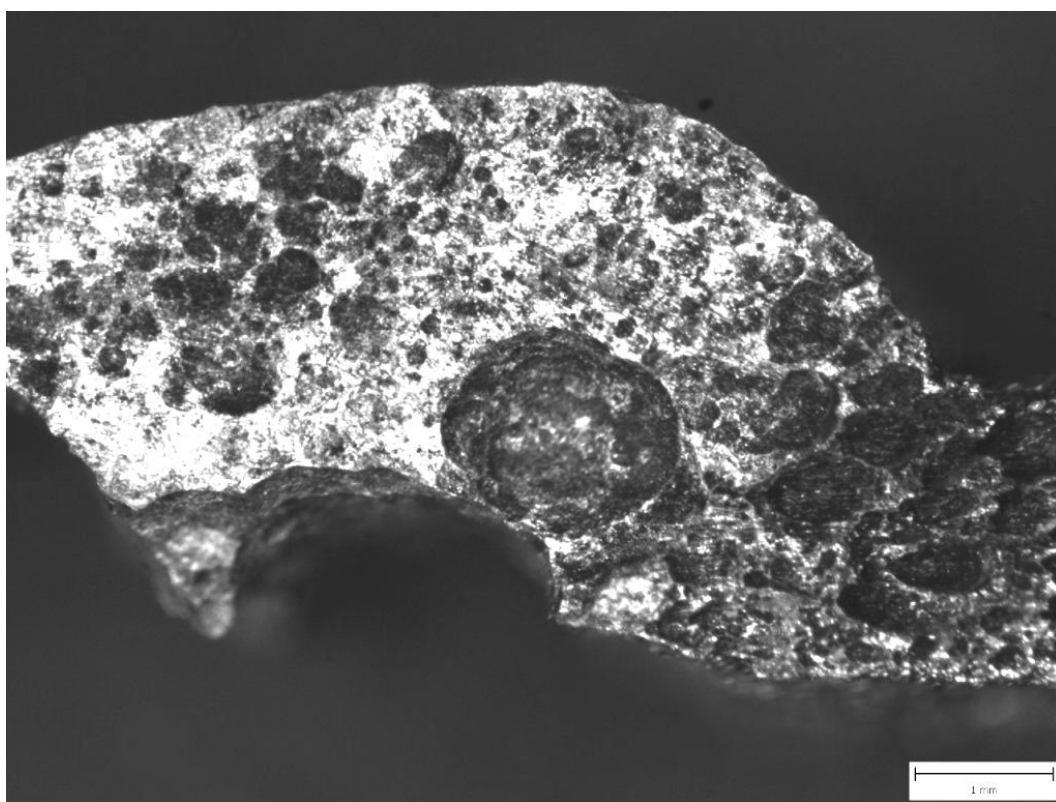
Obr. P3.1 Vzhled povrchu vzorku C (30% roztok H₂SO₄, 268 hod)



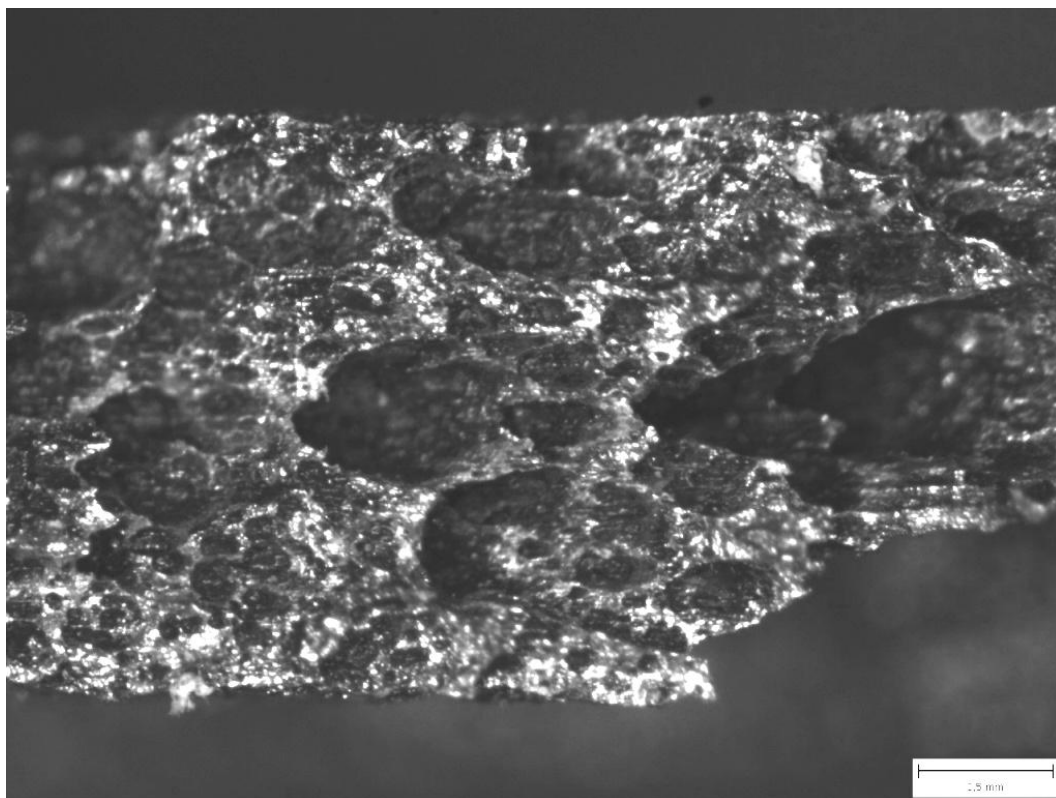
Obr. P3.2 Vzhled povrchu vzorku C (30% roztok H₂SO₄, 436 hod)



Obr. P3.3 Vzhled povrchu vzorku C (30% roztok H_2SO_4 , 436 hod)



Obr. P3.4 Vzhled povrchu vzorku C (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod)



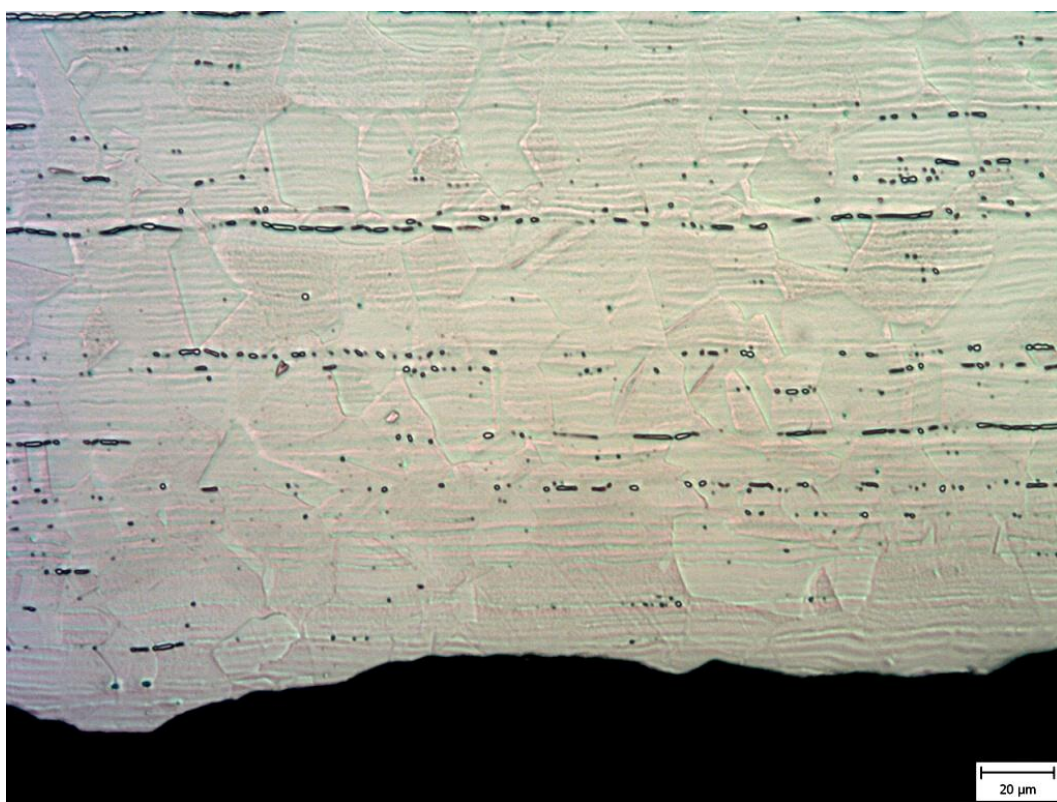
Obr. P3.5 Vzhled povrchu vzorku C (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod)



Obr. P3.6 Příčný vzhled povrchu vzorku C (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod) – zvětšeno 50x

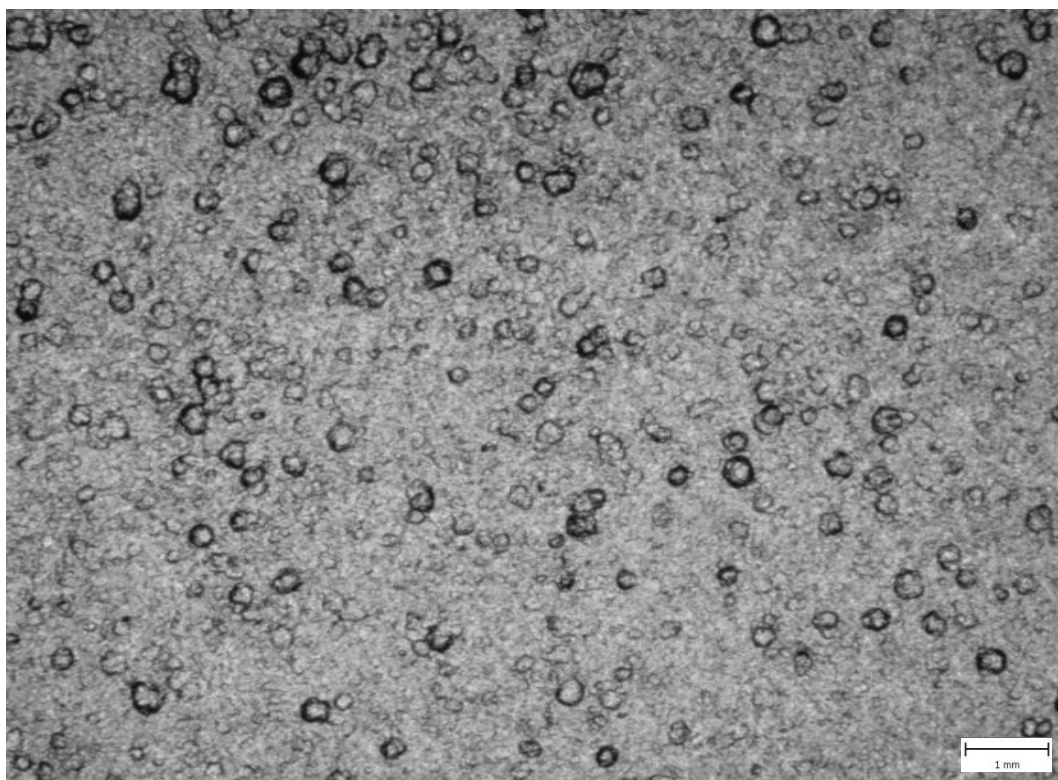


Obr. P3.7 Podélný vzhled povrchu vzorku C (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod) – zvětšeno 50x



Obr. P3.8 Podélný vzhled povrchu vzorku C (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod) – zvětšeno 100x

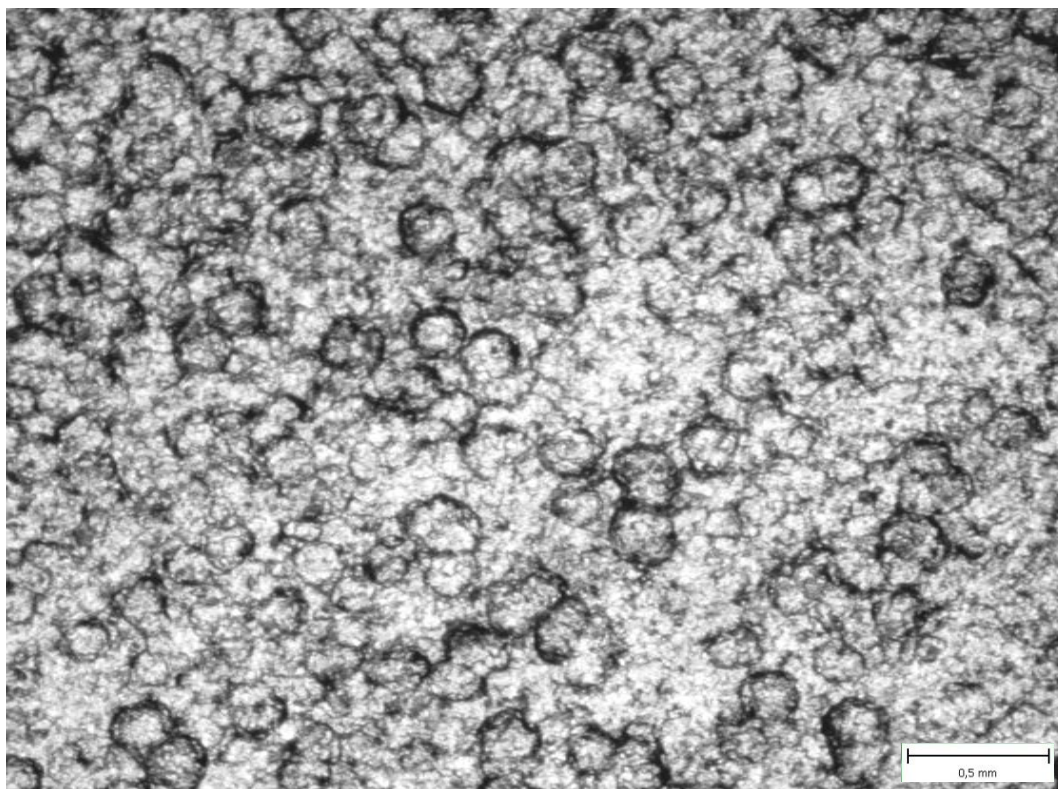
Vzorek D



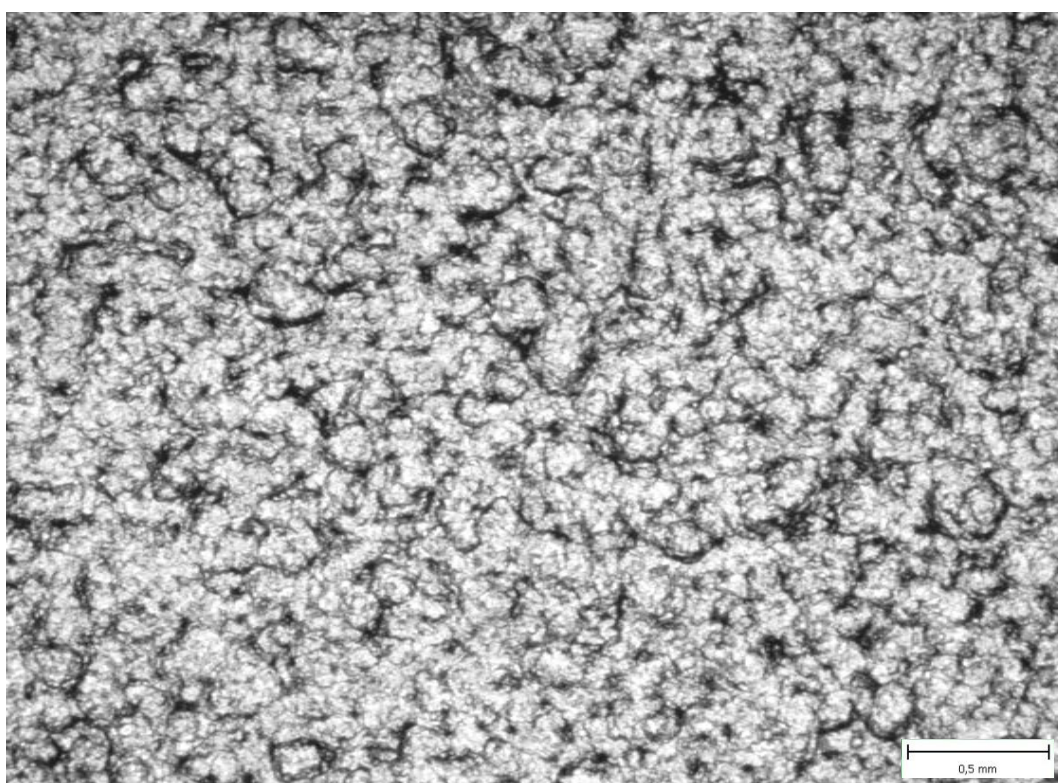
Obr. P4.1 Vzhled leštěného povrchu vzorku D (30% roztok H_2SO_4 , 268 hod)



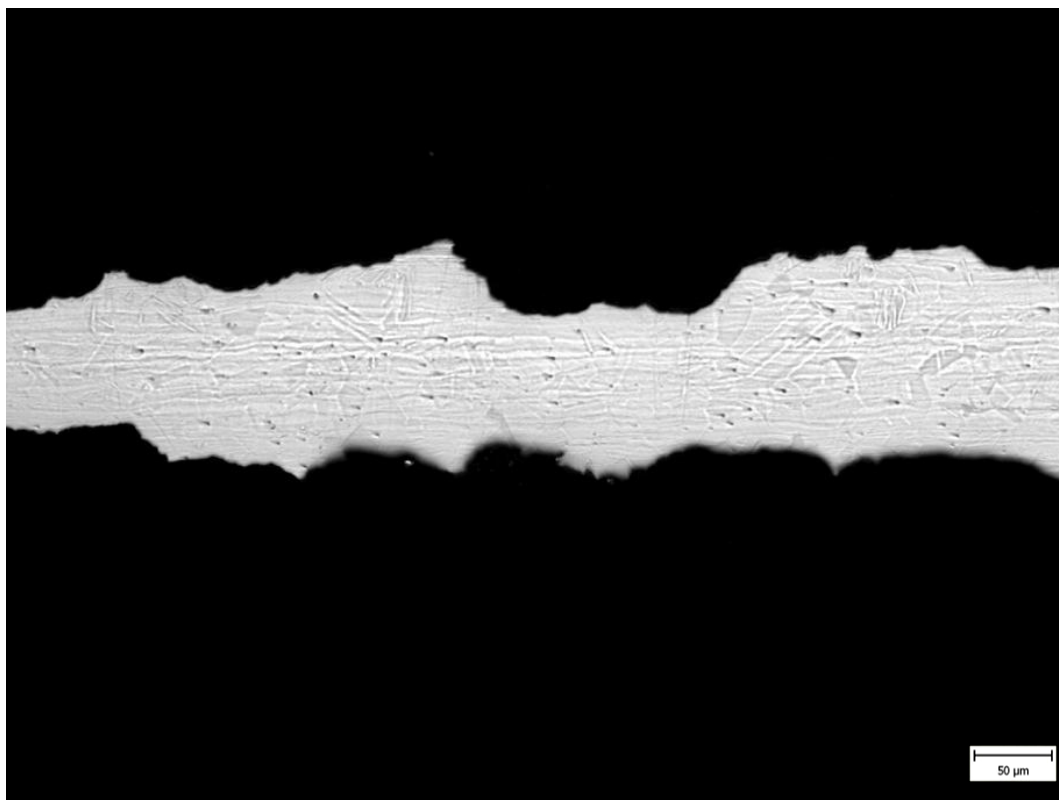
Obr. P4.2 Vzhled pískovaného povrchu vzorku D (30% roztok H_2SO_4 , 268 hod)



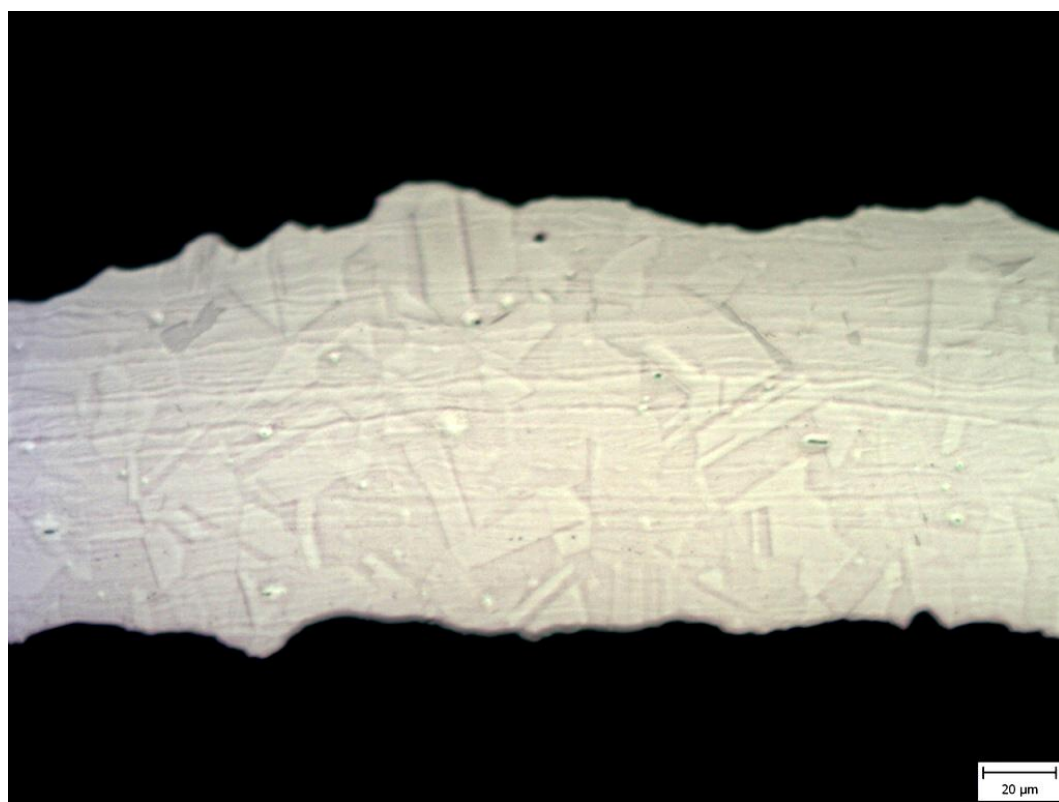
Obr. P4.3 Vzhled leštěného povrchu vzorku D (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod)



Obr. P4.4 Vzhled pískovaného povrchu vzorku D (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod)



Obr. P4.5 Struktura vzorku D s povrchovou korozí (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod) – 100x



Obr. P4.6 Struktura vzorku D s povrchovou korozí (30% roztok H_2SO_4 , 532 hod) – 200x